

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FRAGILIZAÇÃO E SOLDABILIDADE DO AÇO
WSt E 36 AO NIÓBIO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA

ALAOR RODRIGUES AMARAL

FLORIANÓPOLIS - SC, MARÇO DE 1987

FRAGILIZAÇÃO E SOLDABILIDADE DO AÇO

WSt E 36 AO NIÓBIO

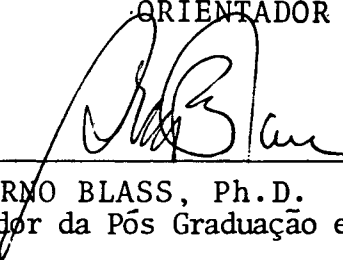
ALAOR RODRIGUES AMARAL

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA E APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.
ORIENTADOR

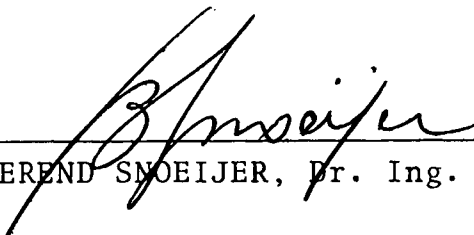


Prof. ARNO BLASS, Ph.D.
Coordenador da Pós Graduação em Eng. Mecânica

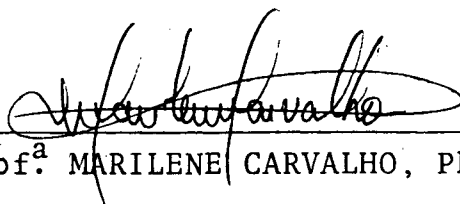
BANCA EXAMINADORA



Prof. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI, Dr. Ing.



Prof. BEREND SMOEIJER, Dr. Ing.



Prof.^a MARILENE CARVALHO, Ph. D.

Aos meus pais,

Julio e Elba.

AGRADECIMENTOS

- Ao prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, pela orientação e ensinamentos transmitidos;
- À Fundação Tupy S.A., a qual nos permitiu a utilização de seus equipamentos para execução da simulação térmica de soldagem;
- Aos funcionários do Labsolda, Lacimat, Laboratório de Máquinas Operatrizes e Labmetro pelo auxílio prestado quando da utilização desses laboratórios;
- Ao prof. Berend Snoeijer pela contribuição para a execução deste trabalho, bem como a todos os professores pelos ensinamentos transferidos.
- Ao prof. Maurizio Ferrante pela contribuição prestada a este trabalho na análise das amostras ao microscópio eletrônico de transmissão.

ÍNDICE

I	- INTRODUÇÃO	01
II	- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	03
	2.1 - Aços Microligados ao Nb	03
	2.2 - Soldabilidade dos Aços Microligados	09
	2.2.1 - Tenacidade da ZAC	09
	2.2.2 - Tenacidade da solda	25
	2.3 - Trincas de Reaquecimento	31
	2.3.1 - Generalidades	31
	2.3.2 - Mecanismo de formação	33
	2.3.3 - Efeitos da composição química	40
	2.3.4 - Influência da microestrutura	47
	2.3.5 - Influência dos parâmetros de soldagem	50
	2.3.5.1 - Aporte de calor	50
	2.3.5.2 - Metal de adição	51
	2.3.5.3 - Pré-aquecimento	52
	2.3.6 - Soluções para contornar a formação de trin <u>cas</u> cas de reaquecimento	53
III	- MATERIAL, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS	57
	3.1 - Análise Química e Condições de Laminação do Aço WSt E 36 ao Nb	57
	3.2 - Soldagem a Arco Submerso	57
	3.3 - Simulação Térmica de Soldagem (STS)	58
	3.4 - Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT) ...	58
	3.5 - Corpos de Prova	59
	3.6 - Ensaio e Procedimentos	60

3.6.1 - Ensaio Charpy	60
3.6.2 - Ensaio de relaxação	61
3.6.3 - Ensaio de tração	63
3.6.4 - Análise da microestrutura	64
3.6.4.1 - Principais constituintes da ZAC	64
3.6.4.2 - Principais constituintes do metal de solda	66
3.6.5 - Análise da fratura por microscopia ele trônica de varredura	68
3.6.6 - Medidas de dureza	68
IV -- RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO	70
4.1 - Fragilização do Aço WSt E 36 ao Nb sob Condições Extremas de Resfriamento	70
4.1.1 - Fragilidade de revenido	72
4.2 - Avaliação da Tenacidade na ZAC Real	73
4.3 - ZAC Simulada X ZAC Real	75
4.4 - Ensaio de Tração	76
4.5 - Dureza	77
4.6 - Avaliação da Suscetibilidade a Trincas de Reaqueci mento Através de Ensaio de Relaxação	78
4.6.1 - Efeito da precipitação de Nb (C, N)	80
4.6.2 - Efeito da segregação de impurezas nos contornos de grãos	82
V - CONCLUSÕES	86
BIBLIOGRAFIA	87
TABELAS	92
FIGURAS	102

LISTA DE SÍMBOLOS

ZAC	-	Zona afetada pelo calor
TTAT	-	Tratamento térmico de alívio de tensões
MB	-	Metal base
CP	-	Corpo de prova
STS	-	Simulação térmica de soldagem
$\Delta T_{8/5}$	-	Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C
f	-	Coeficiente de tensão
CW	-	Índice de soldabilidade para aços C/Mn/Nb (Wegrzyn ^{apud 1})
ΔG	-	Índice de suscetibilidade à formação de trincas de reaquecimento (Nakamura ^{apud 2})
PSR	-	Índice de suscetibilidade à formação de trincas de reaquecimento (Ito ^{apud 2})
FP	-	Ferrita primária
FCG	-	Ferrita de contorno de grão
FPI	-	Ferrita poligonal intragranular
FA	-	Ferrita acicular
FS	-	Ferrita com fase secundária
FSA	-	Ferrita com fase secundária alinhada
FSNA	-	Ferrita com fase secundária não alinhada
FC	-	Agregados Ferrita/Carbonetos
M	-	Martensita.

RESUMO

Foi estudada a soldabilidade do aço WSt E 36 ao Nb, de fabricação nacional (USIMINAS), com o objetivo de se determinar a suscetibilidade do material a trincas de reaquecimento e fragilização na ZAC.

Após a simulação térmica de soldagem e resfriamento sob condições severas, o aço WSt E 36 ao Nb mostra suscetibilidade à fragilidade de revenido após tratamento térmico de alívio de tensões a 500 e 550°C.

Na solda multipasses a arco submerso, efetuada sob um $\Delta t_{8/5}$ estimado entre 16 e 24s, a zona afetada pelo calor apresenta elevada tenacidade, superior ao metal base, na condição como soldada e após tratamento térmico a 600°C/4 horas.

De acordo com os ensaios de relaxação, o aço WSt E 36 ao Nb não é suscetível à trincas de reaquecimento. Fraturas intergranulares observadas em corpos de prova martensíticos ocorreram somente para níveis de tensão entre 90 e 100% acima do limite de escoamento do material base nas temperaturas de 550 e 580 °C.

ABSTRACT

Considering the weldability of the steel WSt E 36 with Nb fabricated by USIMINAS, the susceptibility of the material to stress relief cracking and the embrittlement of the heat affected zone was investigated.

Investigations on welding simulating heat treated specimens showed that the WSt E 36 (Nb) steel is susceptible to temper brittleness in the range 500 - 550°C. The heat affected zone of a submerged-arc multipass weld with $\Delta t_{8/5}$ 16 - 24 s presented high toughness, equivalent to the one of the base metal, after stress relief annealing at 600°C for 4 hs. According to relaxation tests the steel is not susceptible to stress relief cracking, the intergranular rupture of martensitic test specimens being observed at 500 - 580°C only for stresses 90 - 100% higher than the yield stress of the base metal at these temperatures.

I - INTRODUÇÃO

Os aços microligados são aços estruturais baixa liga/alta resistência, os quais apresentam excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade. Estes materiais estão sendo utilizados com sucesso na fabricação de estruturas soldadas, como por exemplo vasos de pressão, plataformas marítimas e navios. Contudo, estes aços podem, eventualmente, sob condições desfavoráveis de soldagem e/ou de tratamento térmico apresentar baixa tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC) e suscetibilidade à trincas de reaquecimento.

A tenacidade da ZAC depende, principalmente, da composição química, dos parâmetros de soldagem e do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), fatores que influem no nível de precipitação de carbonitretos e na microestrutura da ZAC. A granulometria excessivamente grosseira, a presença de microconstituintes frágeis e/ou de carbonitretos precipitados, como Nb (C, N) ou V (C, N), são as principais causas da queda de tenacidade na ZAC⁽¹⁾.

Outro problema presente em aços microligados submetidos a operação de soldagem é o surgimento de trincas de reaquecimento na ZAC, as quais podem levar a estrutura soldada a uma ruptura catástrofica⁽²⁾. Estas trincas podem surgir em aços que possuem em suas composições químicas elementos formadores de carbonetos ou carbonitretos como Nb, V, Ti, Cr e Mo, os quais precipitam na ZAC durante TTAT, ou trabalho a quente, fragilizando-a.

A utilização de procedimentos de soldagem adequados e o conhecimento de seus efeitos sobre a ZAC são fundamentais para

a construção de estruturas soldadas de boa qualidade. Com o intuito de contribuir para um maior conhecimento do comportamento à soldagem do aço WSt E 36 ao Nb, a presente trabalho definiu três objetivos principais:

- 1 - Determinar a suscetibilidade do material à formação de trincas de reaquecimento através de ensaios de relaxação, utilizando para este fim amostras obtidas por simulação térmica de soldagem (STS), sob condições críticas de resfriamento que simulam processos de soldagem com alto e baixo aporte de calor.
- 2 - Estudar a tenacidade da ZAC obtida por STS, sob condições igualmente críticas de resfriamento e subsequente TTAT.
- 3 - Verificar a tenacidade da ZAC de uma solda executada através do processo arco submerso, na condição como soldada e após TTAT.

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços Microligados ao Nb

Aços microligados são usualmente considerados aços baixa liga/alta resistência (BLAR), geralmente contendo menos de 0,20% de elementos microligantes, como Nb, V, Ti, os quais são adicionados com o objetivo de se obter um produto final de pequeno tamanho de grão (figuras 1 e 2).

A adição de Nb altera substancialmente o comportamento na deformação a quente da austenita. Em geral, o Nb causa um aumento na tensão de escoamento, um aumento da deformação na tensão máxima e um aumento na deformação crítica para início da recuperação e recristalização dinâmicas (figura 3) (apud 5). A observação de que o Nb aumenta a deformação crítica para a ocorrência de recuperação e recristalização dinâmicas é importante. Uma vez que as deformações críticas diminuem com crescente temperatura de deformação, a influência do Nb é alterar a temperatura na qual a recristalização dinâmica pode ocorrer para temperaturas mais altas, para uma dada deformação total e taxa de deformação. Em outras palavras, a adição de Nb pode aumentar a temperatura de recristalização para uma dada deformação e taxa de deformação (figura 4).

Outra importante função do Nb é inibir a recristalização estática da austenita deformada a qual é obtida tanto por Nb em solução como por partículas de Nb (C, N). O Nb em solução retarda a recristalização através da redução da taxa de recu

peração estática. O retardo da recuperação permite a precipitação de Nb (C, N) e um adicional retardo na recristalização⁽⁵⁾.

Se a recristalização estática pode ser evitada no período de tempo entre os passes de laminação, a austenita, então, será capaz de armazenar mais energia na forma de defeitos cristalinos, tais como excesso de área de contorno de grão por unidade de volume, bem como alta densidade de maclas e bandas de deformação (figura 5). O aumento na área interfacial efetiva de austenita por unidade de volume conduz a um grande número de locais para nucleação de ferrita durante a transformação, e, desta forma, a um refino de grão (figura 6).

Resumindo, o Nb atua para elevar a temperatura de recristalização ao mesmo tempo que também retarda a recristalização estática. Deste modo, a adição de Nb conduzirá a quatro benefícios, para a mesma seqüência de reduções de laminação⁽⁵⁾:

- 1 - Maior número de passes ocorrerão abaixo da temperatura de recristalização e os grãos da austenita não recristalizada serão altamente alongados. Isto atuará para aumentar a área superficial de contorno de grão por unidade de volume e conduzirá a um grande número de locais de nucleação de ferrita por unidade de volume.
- 2 - A pequena espessura dos grãos alongados da austenita colocará um efetivo limite superior aos tamanhos de grãos da ferrita resultante.
- 3 - A densidade de defeitos cristalinos dentro dos grãos alongados de austenita será maior e,

desta forma, conduzirá a um número maior de locais para a nucleação da ferrita.

- 4 - Algumas das sub-estruturas da austenita serão transmitidas para dentro da ferrita e conduzirão a um aumento adicional de resistência; com a porção de sub-estrutura retida tendendo a aumentar com o decréscimo da temperatura de transformação.

Nos principais processos de laminação o Nb atua, basicamente, como refinador de grão. Entre esses processos, a Laminação Controlada e o Tratamento Termomecânico visam obter um alto refino de grão e uma quantidade controlada de precipitação. O comportamento dos grãos austeníticos durante a laminação é esquematizado na figura 7 e os três principais processos de laminação podem ser descritos como segue⁽³⁾ :

Laminação Normal (LN): Caracteriza-se por altas temperaturas de laminação e correspondente baixa resistência à deformação do material, curtos tempos de laminação e alta produtividade. O grão inicial de austenita é grosseiro e a deformação é seguida de imediata recristalização e crescimento de grão. A microestrutura final é uma estrutura grosseira ferrita/perlita Widmannstätten, a qual é melhorada por um tratamento de normalização para refino de grão.

Laminação Controlada (LC): É um processo com temperatura controlada, que pode substituir a normalização, produzindo propriedades mecânicas equivalentes e melhor aspecto superficial. Este processo caracteriza-se por uma certa quantidade de deformação imediatamente acima da temperatura de transformação aus

tenita/ferrita.

Tratamento Termomecânico (TM): Caracteriza-se por uma alta quantidade de deformação abaixo da temperatura de recristalização da austenita. Como resultado da baixa temperatura de acabamento, grãos finos de austenita são pesadamente deformados e, desta forma, transformam-se em uma microestrutura excepcionalmente fina ferrita/perlita. Neste contexto Nb desempenha uma função importante uma vez que retarda a recristalização.

Os processos de laminação, acima descritos, podem ser seguidos de tratamento térmico de normalização. O efeito deste procedimento pode ser observado na figura 8, para um aço C-Mn-Nb do tipo StE 355⁽³⁾. Após a normalização, a LN apresenta um limite de escoamento em torno de 360 N/mm^2 , enquanto que para o TM o valor é de 400 N/mm^2 . Este aumento é devido ao extra refino de grão, parte devido à microestrutura laminada e parte causada pelo controle do tamanho do grão austenítico, devido à precipitação de carboneto de nióbio durante o processo de normalização. Os resultados mostram, também, que um aumento da severidade de laminação, ou seja, redução na temperatura de acabamento, aumenta as propriedades do material.

O Nb mostra-se, também, um elemento de liga adequado para melhorar a resistência a quente. Supõe-se que a incompleta precipitação do carboneto de Nb, na condição como laminado, conduz a uma adicional precipitação sobre discordâncias durante operação a temperaturas entre $350 - 400^\circ\text{C}$, proporcionando um aumento de resistência à fluência⁽³⁾. A figura 9 demonstra a relação entre diversos teores de Nb e diversos procedimentos de laminação. Um método adicional de melhorar as propriedades de um aço estrutu

ral é introduzir um resfriamento acelerado após a laminação. A correlação entre as propriedades da chapa de aço, laminação e condições de resfriamento são mostradas na figura 10.

Em resumo, o Nb em solução, após a laminação, precipitará na ferrita, tanto durante como após a transformação e aumentará a resistência através do clássico mecanismo de endurecimento por precipitação. Entretanto, quando taxas de resfriamento são rápidas ou quando a temperatura de transformação é reduzida através de elementos de liga, a precipitação poderá ser suprimida e ocorrerá durante subsequente tratamento de envelhecimento. Se o reaquecimento é efetuado até a região austenítica, como na normalização ou têmpera e revenido, o nióbio é efetivo em prevenir crescimento de grão.

A transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ também pode ser afetada pela presença de Nb. Quando em solução sólida, o Nb aumenta a temperabilidade do material de maneira similar ao boro, mas a diminui quando precipitado, como resultado do refino de grão austenítico. Por outro lado, acúmulo de deformação abaixo da temperatura de recristalização da austenita (controlada pelo teor de Nb) aumentará a temperatura de início $\gamma \rightarrow \alpha$ (figura 11). Portanto, na prática, as condições exatas de transformação dependerão do balanço entre os fatores competitivos de solução, reprecipitação, recuperação e recristalização e refino de grão (5).

Na figura 12 é mostrado um diagrama de transformação de um aço comum ao carbono com 0,11% de Nb. Após o reaquecimento à temperatura de 900°C o Nb está essencialmente na condição de precipitado, resultando em refino de grão da estrutura reaquecida, e, desta forma, reduzindo a temperabilidade do material

base. Após reaquecimento a 1300°C, 0,11% Nb está predominantemente em solução, resultando em temperabilidade maior que o metal base. A utilidade do uso do Nb para baixar a temperatura de início da transformação é limitada devido sua relativamente baixa solubilidade. Desta forma, teores baixos de C e altas temperaturas de reaquecimento tenderão a maximizar o efeito, especialmente para austenita não deformada. Na figura 13 observa-se a variação do tempo de resfriamento para início da formação de ferrita/perlita em função do teor de Nb e temperatura de austenitização. A mudança na temperatura de início da transformação austenita/ferrita é também dependente do tamanho de grão austenítico (figura 14) (5).

Desta forma, na laminação a quente, o efeito do Nb na redução da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ será contrabalançado pela redução de Nb em solução, como resultado de precipitação induzida por deformação, e pelo refino de grão, o qual resulta da deformação acumulada na austenita (abaixo da temperatura de recristalização) (5). A importância no controle da temperatura de transformação consiste em que baixas temperaturas de transformação promovem grãos finos de ferrita, grande incremento de endurecimento por precipitação e alta resistência ao escoamento (figura 15) (5).

Uma possibilidade de obter-se baixa temperatura de transformação é maximizar o teor de Nb em solução através do uso de baixo teor de C e altas temperaturas de reaquecimento; isto asseguraria uma grande quantidade de Nb em solução durante o reaquecimento. Uma porção do Nb seria precipitada como Nb (C, N), induzida pela deformação durante a laminação a quente, mas uma parcela considerável de Nb ainda estaria supersaturada na austenita

e poderia atuar para baixar a temperatura de transformação (5).

2.2 - Soldabilidade de Aços Microligados

Embora aços microligados apresentem, de maneira geral, boa soldabilidade, pode ser encontrada baixa tenacidade na ZAC e na solda. Neste capítulo será realizada uma breve revisão dos principais fatores que afetam a tenacidade das juntas soldadas de aços microligados.

2.2.1 - Tenacidade da ZAC

O processo de soldagem gera, na região próxima a solda, uma zona de material base afetada pelo calor, a qual é submetida a alterações que podem afetar a tenacidade e propriedades mecânicas daquela região. No caso específico de aços microligados, os efeitos benéficos do refino de grão no metal base, proporcionados pelos elementos microligantes durante o processo de laminação controlada, são eliminados pela operação de soldagem em consequência das elevadas temperaturas atingidas na ZAC, provocando a dissolução dos precipitados e produzindo velocidades de resfriamento dependentes das condições de soldagem empregadas e da espessura da chapa. A ZAC de uma estrutura soldada consiste de diferentes microestruturas, as quais podem ser classificadas, em ordem crescente de temperatura, da seguinte forma (6):

a - ZAC sub-crítica - temperaturas abaixo de A_1 .

- b - ZAC inter-crítica - temperatura entre A_1 e A_3 .
- c - ZAC fina - acima de A_3 e abaixo de temperaturas de crescimento de grão.
- d - ZAC grosseira - Acima de A_3 e da temperatura de crescimento de grão.

A ZAC grosseira é a região mais crítica, do ponto de vista da tenacidade, devido às mudanças estruturais que ali se processam e os resultados obtidos em diversos trabalhos que avaliam a influência dos microligantes na tenacidade da ZAC são, às vezes, conflitantes. Para se explicar os efeitos fragilizantes dos microligantes duas teorias são utilizadas (7).

- a - Teoria da Mudança Estrutural - Os elementos microligantes permanecendo em solução sólida baixam a temperatura de transformação, aumentando a temperabilidade do aço, e provocam a formação de bainita superior de granulometria grosseira. Portanto, a deterioração da tenacidade da ZAC seria resultante da formação de microestruturas frágeis, dependentes da composição do aço e velocidade de resfriamento.
- b - Teoria da Precipitação - Os elementos microligantes, os quais solubilizaram a altas temperaturas, precipitam na interface da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, causando endurecimento pela segunda fase em uma estrutura grosseira.

. O efeito total dos elementos microligantes, como

Nb ou V, porém, não é necessariamente prejudicial à tenacidade, visto que, além dos teores de microligantes, existem fatores importantes como composição química do material e taxa de resfriamento da ZAC que devem ser considerados na avaliação da tenacidade. Segundo Kirkwood ⁽¹⁾, a tenacidade da ZAC é dependente, sobretudo, da microestrutura, por sua vez dependente da temperabilidade e temperatura de transformação. A temperatura de transformação, por sua vez, é influenciada pelos seguintes fatores⁽¹⁾:

- a - Composição química.
- b - Tamanho de grão austenítico.
- c - Nível de inclusões na austenita de grão grosseiro.
- d - Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$).

A avaliação da tenacidade da ZAC pode ter como base de comparação, para um dado aço, os seguintes parâmetros⁽⁷⁾:

- a - Metal base.
- b - Outra região da ZAC.
- c - Outro aço apresentando o mesmo teor de C/Mn ou não, mais diferentes níveis de adição de microligantes.
- d - Outro aço com mesmo nível de C/Mn, sem microligantes.
- e - Idêntica região da ZAC, porém, soldada com diferentes aportes de calor.

A seguir serão apresentadas algumas experiências que abordam os diversos aspectos que afetam a tenacidade da ZAC de aços microligados, como a influência do aporte de calor, velocidade

de de resfriamento, microestrutura, efeito da adição de microligantes e a ação destes sobre a temperatura de transformação, o efeito da precipitação de microligantes etc...

A teoria da precipitação, que atribui a queda de tenacidade à influência dos elementos microligantes através do endurecimento por precipitação, na condição como soldada não foi ainda devidamente esclarecida. Precipitados de Nb e V foram observados, através de microscopia eletrônica de transmissão, após tratamentos térmicos de 32 horas a 610°C e 2 horas a 620°C, respectivamente (7).

Bernard et al (apud 7) observaram experimentalmente precipitados de Nb na ZAC de um aço C/Mn/0,035% Nb, chapa de 20mm, aportes de calor de 3,0 kJ/mm e 7,0 kJ/mm, e concluíram que as mudanças estruturais foram o principal parâmetro na avaliação da tenacidade ao impacto, porém os efeitos de precipitação necessitam ser considerados.

Signes e Barker (8) afirmam que, quando as taxas de resfriamento são relativamente baixas, de modo que ocorra precipitação e crescimento de grão, ambos, Nb e V, podem reduzir a tenacidade da ZAC. Por outro lado, para velocidades de resfriamento relativamente altas, o efeito do Nb e V é aumentar a tenacidade da ZAC, como resultado do refino de grão e supressão de ferrita pró-eutetóide.

Sawhill et al (9), estudando aços Mn/Mo/Nb através de ensaios Charpy em amostras submetidas a simulação térmica, observaram que um pequeno efeito positivo à tenacidade ocorreu para níveis baixos de Nb e N (Nb < 0,05% e 60 ppm de N). Exceto uma pequena redução no tamanho de grão da austenita primária, ne

nhuma mudança significativa na microestrutura pôde ser atribuída ao Nb. A microestrutura foi constituída de bainita superior, com a presença de algumas ilhas de inclusões não metálicas e martensita. O endurecimento por precipitação de Nb (C, N) poderia reduzir a tenacidade, considerando a mesma microestrutura, porém somente aqueles carbonitretos que precipitam durante ou após a transformação bainítica são efetivos em aumentar a resistência da ZAC de um aço.

Segundo os autores, um exame nas temperaturas de transformação indica que o endurecimento por precipitação de Nb (C, N) foi pouco provável. O endurecimento por precipitação durante o resfriamento contínuo de aços bainíticos Mo/B/Nb não ocorreria se a temperatura de início de formação da bainita (Bs) fosse abaixo de 620°C. Para aços Mn/Mo/Nb de ferrita acicular, Geveling (apud⁹) mediu uma temperatura Bs de 570°C. É provável que a temperatura Bs dos aços investigados foi muito baixa para permitir significativo envelhecimento durante o ciclo térmico da solda, desta forma, pode ser concluído que o endurecimento por precipitação de Nb (C, N) teve pouco efeito sobre a tenacidade da ZAC grosseira dos aços Mo/Nb investigados. Segundo pesquisas do CANMET (apud⁷), a taxa de precipitação de Nb é muito lenta na ferrita em temperaturas abaixo de 600°C. É possível que baixas taxas de resfriamento, características de altos aportes de calor, poderiam causar algum decréscimo na tenacidade devido ao endurecimento por precipitação; entretanto, a temperatura Bs de um aço de ferrita acicular não varia significativamente para uma larga faixa de taxas de resfriamento, e outros fatores, tais como tamanho de grão da austenita primária e liquação no contorno de grão,

poderiam ter maiores efeitos sob altos aportes de calor (9).

Weatherly (apud 1), em aços 0,09% C, 1,30% Mn, com teores de Nb entre 0,034 e 0,14%, utilizando a técnica de réplicas em carbono, observou finos precipitados de Nb (C, N), 40 a 50Å, para $\Delta t_{8/5} > 80s$, enquanto para $\Delta t_{8/5} = 39s$, mesmo em teores de 0,14% Nb, somente precipitados relativamente grosseiros foram observados, consequência da incompleta dissolução dos Nb (C, N) durante a aplicação do ciclo térmico de soldagem.

Sob altos aportes de calor, com solubilização completa do Nb e lentas taxas de resfriamento, onde o efeito de precipitação pode ser maximizado, pode se esperar um efeito prejudicial do Nb (1). Hannerz (apud 1) estudou aços 0,17-0,20% C, 1,29-1,40% Mn, variando o nível de Nb entre 0 e 0,11%, através de simulação térmica de soldagem. Os resultados são mostrados na figura 16. Como as mudanças de microestrutura foram insignificantes, este pesquisador invocou a teoria da fragilização por precipitação para explicar os efeitos observados. Na ausência de evidências diretas de precipitação, ele as deduziu a partir do aumento de dureza registrado na presença de Nb.

A associação de precipitação de elementos microaligantes com taxa crítica de resfriamento é baseada no modelo de precipitação proposto por Gray e Yeo (apud 7), o qual estabelece que a precipitação ocorre durante o crescimento dos grãos α dentro dos grãos γ , dependendo do início da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

A atuação do Nb sobre a temperatura de transformação da austenita é no sentido de reprimir a formação de ferrita primária (FP), favorecendo a formação de bainita superior. Shof-

field e Werner^(apud 7) estudando um aço microligado ao V, através de simulação térmica de soldagem, observaram FP e concluíram que o V, permanecendo em solução, afeta a temperatura de transformação da austenita, retardando a transformação bainítica. Trabalhos executados no CANMET^(apud 7), em um aço C/Mn e dois aços C/Mn/Mo com 0,034% Nb, falharam em mostrar FP nos contornos de grãos primários de austenita; o estudo de dois aços C/Mn, com adições de 0,09% e 0,14% Nb, respectivamente, e um aço C/Mn contendo 0,042% Nb e 0,09% V, exibiram fina camada de FP delineando os contornos de grãos, enquanto que um aço C/Mn comum e um C/Mn/0,09% V exibiram elevada quantidade de FP. Os pesquisadores do CANMET concluíram que:

- a - O Nb tem pouco efeito sobre o produto principal de transformação, mas tende a encorajar a retenção de martensita-austenita.
- b - O V promove a formação de uma ^{ESTRUTURA BAINÍTICA} estrutura bainítica mais aleatoriamente orientada em baixas taxas de resfriamento.
- c - O Mo elimina a formação de ferrita de contorno de grão e promove a retenção de martensita-austenita.

Já nos referimos que o efeito total da adição de microligantes sobre a tenacidade, especificamente o Nb, é dependente da influência de outros fatores, (figura 17). Nesta figura observa-se que o excelente resultado de tenacidade para $\Delta t_{8/5} = 15s$ foi associado com uma microestrutura de martensita autorevenida; somente quando a taxa de resfriamento foi decrescendo, proporcionando o surgimento de bainita inferior e ferrita Widmanstätt-

tten, ocorreu deterioração na tenacidade. Em altas taxas de resfriamento, ou mesmo intermediárias, o Nb pode ter um efeito benéfico (figura 18). Observa-se nesta figura a importância da taxa de resfriamento, e, considerando o baixo teor de C, o Nb foi somente prejudicial na mais baixa taxa de resfriamento estudada. Na figura 19 observa-se que com grandes velocidades de resfriamento o Nb não afeta a temperatura de transformação, atuando somente quando as taxas de resfriamento decrescem. Para grandes velocidades de resfriamento a microestrutura é constituída de martensita, com a redução da velocidade de resfriamento surgem estruturas bainíticas e ferrita de contorno de grão; o efeito do Nb, portanto, depende da microestrutura, composição química e taxa de resfriamento⁽¹⁾.

Jesseman e Schmid (apud 1) observaram que em um aço acalmado ao alumínio, 0,12% C, 1,5% Mn, 0,25% Ni e 0,2% Cu, a adição de 0,05% Nb foi benéfica à tenacidade da ZAC grosseira numa faixa de aportes de calor entre 1 - 3 kJ/mm. Na faixa de 2 a 3 kJ/mm a melhoria, devido à adição de Nb, foi atribuída a substituição parcial de microestruturas de bainita superior grosseira ou ferrita "side plate" por bainita inferior ou acicular em colônias de fino tamanho de grão. Sob baixo aporte de calor, 1 kJ/mm, o resfriamento rápido proporcionou o surgimento de martensita/bainita inferior, mesmo na ZAC livre de Nb, e a adição deste produziu microestrutura similar, mas com colônias de reduzido tamanho.

Signes e Baker (8) estudaram aços com 1,5% Mn, 0,08% a 0,18% C, 0 a 0,15% Nb e 0 a 0,10% V, em amostras Charpy com entalhe incluindo 50% da solda e 50% da ZAC, aporte de calor de 3,0 kJ/mm e

$\Delta t_{8/5} = 25s$. Observaram que a tenacidade da ZAC aumentou com adi-
ções de Nb para um teor de C baixo e diminuiu para um teor
de C alto. O V teve pouca influência na tenacidade para
teores de C baixos, mas aumentou para um teor de C
maior. Exames metalográficos da ZAC grosseira mostraram bai-
nita superior. Quando o teor de C aumentou, o tamanho da colônia
de bainita aumentou e a tenacidade foi reduzida.

Brenner, Kreye e Baumgardt⁽¹⁰⁾, estudando um aço St
E 36 ao Nb, 0,17% C, 1,37% Mn, 0,036% Nb, através de simulação tér-
mica de soldagem, com taxas de resfriamento variáveis entre $\Delta t_{8/5}$
= 10 a $\Delta t_{8/5} = 100s$, observaram que com crescente tempo de res-
friamento a dureza e a tenacidade diminuíram. Um posterior trata-
mento térmico, 600°C/1 hora, só melhorou a tenacidade quando $\Delta t_{8/5}$
< 50s. Os melhores valores da tenacidade resultaram para
 $\Delta t_{8/5} = 10s$, após tratamento térmico a 600°C/1 hora. Apresentavam
estes corpos de prova uma estrutura martensítica; com o crescente
aumento da taxa de resfriamento surge estrutura bainítica. Os
precipitados de Nb (C, N) somente foram verificados após longos
períodos de recozimento (10 horas). Estes mesmos autores apresen-
tam um gráfico, figura 20, onde observa-se a influência da veloci-
dade de resfriamento sobre uma ZAC, processo arco submerso, de um
aço WSt E 36 ao Nb, onde baixas velocidades de resfriamento condu-
zem a deterioração da tenacidade da ZAC, na condição como soldado
e após TTAT.

Carvalho⁽¹¹⁾ estudou a tenacidade da ZAC do aço
estrutural tipo ASTM - A572 GR 50, com 0,20% C, 1,24% Mn, 0,006 %
Al, 0,019% Nb e V < 0,01%. A chapa de 25,4mm de espessura foi sol-
dada através do processo eletrogás, com 28,9 kJ/mm (80 A + 20 CO₂)

e 27,2 kJ/mm (100 CO₂). Ambas as ZAC foram constituídas de ferrita alotriomórfica, ferrita acicular e regiões bainíticas do tipo granular. Segundo a autora, esta microestrutura possui características de baixa tenacidade, o que não foi observado através do ensaio Charpy - V. Os resultados mostraram a ZAC com maior resistência ao impacto do que o metal base. As superfícies de fratura revelaram que a fratura iniciava-se por micromecanismos dúteis, apresentando um arrancamento na região subjacente ao entalhe, em direção do metal base, e prosseguia por mecanismo de clivagem. Foram observados, também, degraus indicando variações nos planos de clivagem. Tais fatores conduziram a uma maior absorção de energia.

Dolby ⁽¹²⁾ efetuou estudo em aços C/Mn, C/Mn/Nb, C/Mn/Al e C/Mn/Nb/Al, com o objetivo de avaliar a tenacidade da ZAC através de COD, processo arco submerso, 5 e 7 kJ/mm ($\Delta t_{8/5}$ = 60 e 111s, respectivamente), chapa de 25 mm, 0,16%C e 1,3% Mn. Os resultados do aço C/Mn/Nb, comparativamente ao aço C/Mn, demonstraram queda na tenacidade ao entalhe pelo alto aporte de calor e pela presença de Nb, devido ao decréscimo na resistência a fratura por clivagem decorrente da composição microestrutural dominada por bainita superior. Esta estrutura caracteriza-se por colônias de placas paralelas de ferrita contendo finas e alongadas regiões escuras. Estas regiões sob alta ampliação mostram ser agregados de carbonetos; pequenas áreas fracamente atacadas nas colônias de bainita foram determinadas como sendo austenita retida. A função do Nb foi inibir a nucleação de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão da austenita e/ou reduzir sua taxa de crescimento onde tenha ocorrido nucleação. Nenhuma evidência de precipita

ção de Nb (C, N) foi observada e o aumento de dureza deve ser mais resultado da baixa temperatura de transformação do que efeito de endurecimento por precipitação. O aço C/Mn apresentou tamanho de grão da austenita primária na ZAC de 125 e 180 μm para 5 e 7 kJ/mm, respectivamente. A adição de 0,056% Nb reduziu o tamanho de grão para 100 e 120 μm , respectivamente. A dureza HV 2.5 na ZAC apresentou valores de 179 e 168 para 5 e 7 kJ/mm, respectivamente; com a adição de Nb elevou-se a dureza a 233 e 229, respectivamente. O aumento do aporte de calor aumentou o tamanho de grão mas reduziu a dureza, este fato explicaria os valores COD iguais obtidos com 5 e 7 kJ/mm.

Thaülow et al⁽¹³⁾, estudando um aço microligado 0,09% C, 1,56% Mn e 0,041% Nb, através de amostras obtidas por simulação térmica de soldagem, afirmam que a fração de bainita é um fator crítico na avaliação da tenacidade da ZAC. Teores de bainita entre 30 - 50% são suficientes para reduzir a tenacidade abaixo de 40 J a -22°C, independente se a estrutura restante é ferrita ou martensita. Níveis acima de 50% de bainita, a tenacidade reduz-se para 20 - 30 J. Em baixos níveis de bainita, microestruturas ferríticas apresentam um aumento na tenacidade e estruturas martensíticas apresentam tão baixa tenacidade quanto estruturas completamente bainíticas. O tempo de resfriamento crítico $\Delta t_{8/5}$ ocorreu entre 4 e 5s, no qual bainita superior foi encontrada nos contornos de grãos da austenita primária. Para $\Delta t_{8/5} = 5$ a 10s, a microestrutura transformou-se de martensita para bainita. Tempos maiores de resfriamento (até 30s) tiveram pouco efeito sobre a microestrutura.

Bernard e Hart (apud 14) mostram que, para soldas de baixo aporte de calor, teores até 0,1% de Nb e de V não

prejudicaram a tenacidade (figura 21). Quando o aporte de calor é aumentado, estes elementos tornam-se prejudiciais à tenacidade, aparentemente devido a formação de carbonitretos coerentes e bainita superior.

Vrtel (apud 15) investigou soldas executadas com eletrodo revestido em um aço 0,22% C, 1,3% Mn, através de ensaio Charpy, observando melhores resultados com a presença de Nb. Bonomo e Rothwell (apud 15) submeteram o aço 0,17% C, 1,2% Mn e 0,05% Nb à simulação térmica de soldagem e realizaram ensaios Charpy-V. Observaram melhor tenacidade para $\Delta t_{8/5}$ em torno de 8s. Para tempos maiores a tenacidade regrediu progressivamente.

O efeito prejudicial do Nb sob altos aportes de calor registrado por Vadivasov et al (apud 15) em aços 0,17%C, 0,4% Mn, também foi observado em ZAC de solda a arco submerso sob aportes de calor de 5 e 7 kJ/mm, através de ensaios COD, em aços 0,16% C e 1,3% Mn (figura 22). A baixa tenacidade da ZAC para 0,03% e 0,056% Nb resultou do efeito do Nb sobre a temperatura de transformação austenita-ferrita sob lentas taxas de resfriamento. Pela redução da temperatura de transformação ocorreu o aparecimento de bainita superior de baixa resistência à clivagem. Para o aço C/Mn/0,056% Nb, sob aporte de calor de 7 kJ/mm, nenhuma precipitação de Nb (C, N) foi observada, e a elevada dureza da ZAC pode ser devido a uma grande densidade de discordâncias e agrupamento de pré-precipitados. O efeito prejudicial do Nb, provavelmente, se estende a processos de altos aportes de calor tal como eletroescória.

A influência do Nb em aços com diferentes teores de C pode ser observada nas figuras 23 e 24 (1). No aço baixo C,

o Nb mostra-se benéfico até $\Delta t_{8/5} = 20s$, entretanto no aço com 0,13% C, o Nb é prejudicial em todas as faixas de velocidades de resfriamento. A influência do Nb sobre a temperatura de transformação da ZAC se mostra efetiva para 0,052% C, baixando-a, entretanto, com 0,13% C seu efeito é desprezível. Para 0,13% de C a taxa de resfriamento passa a ter um efeito considerável sobre a temperatura de transformação. A temperatura de transformação a 0,052% C é alta ($550^{\circ}C$), mesmo para $\Delta t_{8/5} = 5s$, e a microestrutura obtida é bainita superior. A adição de Nb reduz a temperatura de transformação, para um mesmo $\Delta t_{8/5}$, para próximo de $500^{\circ}C$ e a tenacidade melhora, provavelmente, pela substituição da bainita por martensita autorevenida de baixo carbono. Para níveis de 0,13% C, a situação é mais controlada por este elemento, com pouca influência exercida pelo Nb sobre a temperatura de transformação. Nos aços C/Mn, 0,13% C, a transição de bainita superior para inferior ocorre na faixa entre 440° e $480^{\circ}C$, mas a temperatura exata varia para diferentes tamanhos de grão austenítico e níveis de Nb, desta forma entre 400° e $500^{\circ}C$ é possível a coexistência de bainita superior e inferior. Com ou sem Nb, quando a transformação ocorre abaixo de $430^{\circ}C$, podem ser esperadas misturas de bainita inferior e martensita autorevenidas para aços com nível de carbono em torno de 0,13%, observando-se uma boa tenacidade⁽¹⁾.

Schoffield e Werner (apud 7), estudando aços C/Mn microligados ao Nb e/ou V, submetidos a simulação de aporte de calor equivalente a $\Delta t_{8/5} = 70s$, e testados através de ensaio Charpy, não perceberam nenhuma correlação entre a tenacidade da ZAC dos aços individualmente estudados e os seus teores de carbono, variáveis entre 0,11 e 0,23%. Bernard (apud 7), estudando aços C/Mn/Nb em condições reais e simuladas, com aporte de calor va-

riando até $\Delta t_{8/5} = 100s$, submetidos a ensaio Charpy, concluiu que o teor de C exerceu a principal função sobre a tenacidade da ZAC.

Kaae e Bailey ⁽¹⁶⁾ estudaram dois aços baixo carbono- aço A : 0,04% C, 1,44% Mn, 0,024% Nb - aço B : 0,07% C, 1,49% Mn e 0,024% Nb, chapa de 25mm. Utilizaram três processos de soldagem: eletrodo revestido 0,8 kJ/mm, arco submerso 6,7 kJ/mm, eletroescória 80 kJ/mm. Os ensaios de impacto foram expressos em valores obtidos através de NRC (notch root contraction), cujo corpo de prova tem as seguintes dimensões: seção transversal 25 X 23mm, rasgo de 0,15mm com 5mm de profundidade. As amostras foram testadas na máquina de pêndulo de L8senhausen, cujo vão não apoiado é de 150mm. O rasgo foi posicionado a 0,4mm da linha de fusão para a solda de eletrodo revestido e 0,8mm para os dois processos restantes. Ao microscópio ótico não foram percebidas diferenças significativas na microestrutura da ZAC dos dois aços, sendo constituídas as ZACs grosseiras de bainita superior com carbonetos, revenida por passes subseqüentes de solda, com o aço A tendo um grão de austenita primária levemente mais grosseiro, mas uma ferrita de grão mais fino. Os autores observaram que com o decréscimo do aporte de calor a temperatura de transição sob carregamento de impacto na ZAC diminuiu. No aço 0,07% C caiu de 15°C a 80 kJ/mm para -25°C a 6,7 kJ/mm e para -40°C a 0,8 kJ/mm. No aço 0,04% C obteve-se 10°C a 80 kJ/mm, -45°C a 6,7 kJ/mm e -50°C a 0,8 kJ/mm. Os materiais base apresentaram temperatura de transição de -15° C para 0,04% C e -20°C para 0,07% C. Segundo os autores, a superior tenacidade das ZACs de baixa energia é presumivelmente causada pelo refino de grão de ferrita, resultante do rápido aquecimen

to dentro da região austenítica. As temperaturas de transição ao impacto estão mais relacionadas com o aporte de calor do que com o processo de soldagem utilizado. O aporte de calor é que determinará o tempo de permanência na temperatura de pico (quando, então, poderá ocorrer crescimento de grão austenítico), a taxa de resfriamento e a estrutura desenvolvida durante a transformação, embora isto também sofra a influência da espessura da chapa e revenimento decorrente dos sucessivos passes de solda.

O estudo da tenacidade da ZAC de aços microligados é um assunto bastante complexo, mas, a partir das experiências relatadas, pode-se tentar resumir a influência dos principais fatores sobre a tenacidade como segue⁽¹⁾ :

- a - A tenacidade da ZAC depende principalmente da microestrutura de transformação.
- b - A função dos microligantes, tais como o Nb, é complexa e será influenciada pela composição química do material base e pelas variáveis do procedimento de soldagem.
- c - A fragilização através do endurecimento por precipitação na condição como soldada é possível somente para lentas taxas de resfriamento, ou seja, altos aportes de calor.
- d - Após TTAT, entretanto, é provável que precipitação de Nb (C, N) ocorra em algum grau. A sua influência sobre a tenacidade dependerá de outros fatores, como por exemplo a microestrutura existente quando da precipitação.

O efeito potencial do Nb sobre a ZAC pode ser resumido como segue⁽¹⁾ :

- a - o Nb pode ter um efeito significativo sobre o tamanho de grão austenítico na ZAC de soldas de baixo aporte de calor (a redução do tamanho de grão atuará para diminuir a temperabilidade).
- b - O Nb em solução geralmente aumentará a temperabilidade.
- c - Nb (C, N) pode precipitar sob baixas taxas de resfriamento.

Um detalhe importante, que deve ser considerado quando da análise da tenacidade da ZAC, é a localização do entalhe Charpy, o qual nem sempre é posicionado diretamente sobre a ZAC grosseira, como pode ser observado nos dois trabalhos a seguir citados.

Perdigão⁽⁷⁾, estudando o aço RQT - 500 (0,15% C , 1,44% Mn, 0,06% Nb e 0,03% V), solda a arco submerso, 3,6 kJ/mm , velocidade de resfriamento estimada $\Delta t_{8/5} = 25$ s, encontrou para a ZAC uma tenacidade levemente inferior à tenacidade observada para o metal base. O entalhe Charpy foi posicionado de forma a abranger a ZAC grosseira, a ZAC fina e o metal base. Deste modo, segundo o autor, foi testada uma região que apresentava fração significativa de microestrutura de fina granulometria, a qual proporcionou uma tenacidade quase equivalente a tenacidade do metal base. Este fato não se repetiu quando da elevação do aporte de calor a 6,3 kJ/mm, $\Delta t_{8/5} = 90$ s, onde, devido a ZAC planar obtida, o entalhe posicionou-se sobre uma região homogênea de granulome -

tria grosseira, com a conseqüente redução da tenacidade da ZAC.

Signes e Baker⁽⁸⁾ encontraram para um aço 0,14 % C, 1,25% Mn, 0,06% Nb, 3,0 kJ/mm e $\Delta t_{8/5} = 25s$, valores de tenacidade da ZAC inferiores ao metal base, 46,7 J e 76,6 J, respectivamente, em ensaios realizados a - 46°C, porém deve-se considerar que o entalhe foi localizado 50% na ZAC grosseira e 50% na solda.

2.2.2 - Tenacidade da solda

Quando depositado na poça de fusão o metal de adição transfere certos elementos de liga como Ni, Mn ou Mo, com o objetivo de melhorar as propriedades finais da solda, porém, raramente, o metal de adição contém elementos microligantes como Nb ou V. A presença de microligantes na solda deve-se ao processo de diluição que ocorre durante a operação de soldagem e depende, entre outros fatores, da composição química inicial do metal base do tipo de junta e da energia térmica aplicada.

A composição química final da solda raramente iguala-se a composição química inicial do metal base, isto porque o depósito do metal de adição é projetado para providenciar as desejadas propriedades mecânicas em uma estrutura como fundida, enquanto o metal base é uma estrutura trabalhada. Como adições de microligantes foram projetadas para produzir refinamento de grão e aumento de resistência por precipitação no metal base, suas presenças no metal de adição como fundido podem não ser necessariamente desejáveis. Desta forma, condições de soldagem que favore

çam a formação de ferrita acicular seriam benéficas, visto que esta estrutura apresenta boa tenacidade e poderia suportar a degradação das propriedades, decorrentes da presença de microligantes (17).

O aporte de calor também é um fator importante na avaliação da tenacidade da solda, uma vez que o grau de diluição de microligantes depende do nível de energia térmica aplicada na operação de soldagem. Sob baixos aportes de calor a quantidade de elementos microligantes diluídos é mínima, já para altos aportes de calor um alto teor de microligantes pode ser diluído, desta forma, afetando a microestrutura e propriedades mecânicas da solda.

Segundo Gray (6), a tenacidade e a resistência da solda são marcadamente afetadas pela presença de microligantes oriundos do metal base, logo, o uso de baixo aporte de calor bem como a alteração da geometria da junta, reduzindo a diluição, são alternativas para contornar o problema da redução da tenacidade da solda.

Resultados experimentais de soldas de baixo aporte de calor por feixe de elétrons e laser mostram que estas são tentativas metalurgicamente atraentes, contudo, do ponto de vista prático, as soluções mais adequadas envolvem o estudo dos fatores da composição que afetam a tenacidade em soldas contendo Nb, a fim de que a composição do arame, metal base e fluxo possam ser otimizadas para o processo de soldagem de interesse (6).

Outro fator que influencia a tenacidade da solda é o TTAT, o qual pode melhorar a tenacidade das soldas, particularmente onde o eventual efeito de endurecimento por precipitação é

compensado pela decomposição da martensita ou outro produto de transformação de baixa temperatura e por relaxação de tensões residuais (18) .

Segundo C. H. Entekin (18) , várias condições devem existir para que ocorra redução da tenacidade da solda após alívio de tensões:

- a) Certos elementos como B, Nb, Mo, Ti ou V devem estar presentes na solda.
 - b) A concentração desses elementos deve exceder a um nível crítico e/ou devem estar presentes si multaneamente. Por exemplo, redução da tenacidade após alívio de tensões é improvável ocor rer em soldas com C/Mn/Nb ou C/Mn/Nb/Ni, onde $Nb < 0,02\%$. Igualmente, teor de Nb $< 0,01\%$ na presença de 0.10% ou menos de Mo é improvável causar redução nas propriedades de impacto. Es tes resultados são particularmente importantes para metais base C/Mn contendo menos de 0,03% Nb, uma vez que em moderados ou baixos aportes de calor ($\leq 15.240 \text{ J/mm}$ e $\leq 6.096 \text{ J/mm}$, respectivamente) o teor de Nb na solda será menor que 0,020%.
 - c) Ocorrerá uma redução na tenacidade pelo alívio de tensões se as condições de soldagem e o ciclo de alívio de tensões forem tais que a cinética de precipitação favoreça o desenvolvimento de precipitados coerentes finamente dispersos.
- No caso de soldas multipasses, onde o aquecimenu

to de passes subsequentes produz um efeito contínuo de autorevenimento ou nos casos onde o ciclo de alívio de tensões produz um super-envelhecimento dos precipitados, a redução da tenacidade pode não ser notada devido ao crescimento, perda de coerência e coalescência dos precipitados.

A avaliação da tenacidade da solda é um problema complexo, decorrente dos inúmeros fatores que a influenciam e seus resultados às vezes conflitantes. Garland e Kirkwood (apud 6) propõem que a tenacidade da solda seja controlada por três fatores principais:

- a) A microestrutura: A melhor tenacidade é associada com ferrita acicular enquanto baixa tenacidade é associada com ferrita poligonal, e bainitas contendo cementita grosseira geram os mais baixos valores de tenacidade. Todas as estruturas se beneficiam com a redução do teor de C.
- b) A presença de microconstituintes de alto carbono: Segregação de C, Ni, Cr e Mo conduz à formação de regiões frágeis em martensita de alto C. Se a martensita ocupa somente 2 a 5%, a degradação da tenacidade da microestrutura pode ser severa, embora possa ser melhorada por alívio de tensões. Este melhoramento depende da microestrutura geral e tipo de fluxo, e é maior nas ferritas aciculares de baixo carbono depositadas usando-se fluxos básicos.

- c) Precipitação de carbonitretos: Pode aumentar a resistência e desse modo elevar a temperatura de transição. Este processo é mais prejudicial quando da soldagem com fluxos contendo alumina e arames ligados ao Mo.

Wegrzyn (apud 1) tentou estabelecer uma faixa de "soldabilidade" para aços C/Mn/Nb, de maneira similar a fórmula do carbono equivalente. Boa soldabilidade, "CW", neste contexto, refere-se a adequados valores de ensaio Charpy em testes de temperaturas sub-zero. Wegrzyn definiu o índice CW pela fórmula

$$CW = \%C + \%Mn/10 + 3\%Nb \quad (1)$$

A faixa de validade da fórmula é para teores de C entre 0,1 e 0,18%, 1,0 a 1,6% Mn e 0,025 a 0,095% Nb. Os resultados são aplicados da seguinte forma:

$CW \leq 0,35$ - nenhuma restrição ao aporte de calor ou processo de soldagem.

$0,35 < CW \leq 0,45$ - O aporte de calor deve ser restringido a 3,5 kJ/mm, caso arco submerso seja empregado.

$CW > 0,45$ - Somente soldagem manual, principalmente eletrodo revestido básico.

Para encerrar esta breve revisão bibliográfica sobre tenacidade da solda, será citado o DOC. IIS/IIW - 684-81⁽¹⁹⁾, o qual reviu pesquisas realizadas com o objetivo de avaliar a influência do Nb sobre a microestrutura e tenacidade de soldas ferríticas e resumiu suas observações como segue:

- a) A adição de Nb em depósitos de solda a arco sub

merso invariavelmente reduz a quantidade de ferrita de contorno de grão na microestrutura, mas aumenta a proporção de ferrita acicular ou a proporção de ferrita lamelar (side-plate), dependendo dos consumíveis usados.

b) A tolerância para teores de Nb < 0,02% diluídos em depósitos de solda de um ou dois passes a arco submerso depende dos consumíveis e condições de soldagem utilizados.

b.1) Sob baixos aportes de calor ($\Delta t_{8/5} \leq 50s$), a tenacidade na condição como soldado permanece invariável ou pode melhorar com a adição de baixos níveis de Nb. Isto se aplica caso a microestrutura na ausência de Nb compreenda, principalmente, ferrita acicular ou ferrita lamelar (side plate).

b.2) Sob altos aportes de calor ($\Delta t_{8/5} > 50s$), a tenacidade na condição como soldado tenderá, progressivamente, a diminuir com pequenas adições de Nb, se a microestrutura na ausência de Nb é, principalmente, ferrita de contorno de grão e ferrita lamelar (side plate), mas será invariável ou melhorará se a microestrutura é, principalmente, ferrita acicular.

c) Na presença de altos níveis de Nb (>0,05%) a melhor tenacidade na solda será encontrada utilizando-se consumíveis que proporcionem a forma

ção de grande quantidade de ferrita acicular na microestrutura. Temperaturas de transição, a 28 J, menores que -30°C têm sido atingidas usando-se arames Mn - Mo, Mn - Ti ou Mo - Ti - B com fluxos de alumina básicos, fluxos básicos e de silicato de cálcio.

- d) O efeito do Nb sobre a solda depende se a amostra de teste é retirada de regiões não reaquecidas ou reaquecidas do depósito de solda. Devido a efeitos de endurecimento secundário na ZAC de um cordão de solda contendo Nb, a tenacidade pode ser diminuída em regiões reaquecidas. Em particular, soldas multipasses feitas com Nb adicionado através do arame ou fluxo, mostrarão uma marcante deterioração na tenacidade com aumento de Nb.
- e) Um diagrama proposto para descrever, qualitativamente, os vários efeitos do Nb sobre a tenacidade e microestrutura, é reproduzido na figura 25.

2.3 - Trincas de Reaquecimento

2.3.1 - Generalidades

As trincas de reaquecimento são definidas como fissuras intergranulares que surgem na zona afetada pelo calor (ZAC),

ou no metal de solda, durante a posterior exposição de estruturas soldadas a tratamentos térmicos pós-soldagem ou serviço a altas temperaturas⁽²⁾ .

Estas trincas ocorrem em variados tamanhos e frequência; podem ser paralelas (macro-trincas) e transversais (micro-trincas) à direção de soldagem. Durante testes hidráulicos , ou em serviço, este tipo de trinca pode conduzir a falhas catatróficas.

Trincas de reaquecimento são próprias de materiais suscetíveis a endurecimento por precipitação, tais como aços estruturais baixa-liga, aços ferríticos resistentes à fluência, aços inoxidáveis austeníticos e ligas a base de níquel⁽²⁾ . A temperatura de sensibilidade à formação destas trincas varia de acordo com o material.

Quando na superfície, este tipo de trinca pode ser confundido com trinca a frio ou decoesão lamelar, porém, através de exame metalográfico poderá ser identificada devido a sua morfologia característica, ou seja, propagação intergranular, ramificada ao longo dos grãos grosseiros da ZAC.

A ocorrência de trincas de reaquecimento está também associada às altas tensões geradas por defeitos concentradores de tensões, como mordeduras e raiz de solda com penetração incompleta, e às elevadas tensões residuais decorrentes das soldas efetuadas em seções espessas⁽²⁾ .

As primeiras constatações de trincas de reaquecimento foram com o aço 18 Cr - 12 Ni - Nb (AISI347), quando uma companhia de gás e eletricidade americana começou a construir estações

de vapor para gerar energia elétrica, operando em temperaturas entre 566°C e 593°C ⁽²⁰⁾. O início das trincas ocorreu em concentradores de tensões na ZAC e a propagação deu-se de forma intergranular através da parede do tubo, causando, em alguns casos, vazamento de vapor. Posteriormente encontraram-se trincas em aços 18 Cr - 9 Ni - Ti. Ligas a base de Ni, endurecidas por precipitação, também são muito suscetíveis.

Dentre os aços ferríticos, os resistentes à fluência, Cr - Mo - V, 21/4 Cr - 1 Mo e 1 Cr - 1/2 Mo são os mais suscetíveis entre os aços baixa liga ⁽²¹⁾. Trincas de reaquecimento também são encontradas em aços ferríticos revestidos com aço inoxidável. As trincas surgem na ZAC do metal base diretamente abaixo da camada austenítica ⁽²⁾, recebendo nesse caso a designação de "trincas sob-revestimento".

2.3.2 - Mecanismo de formação

A adição de elementos microligantes nos aços tem como objetivo refinar a microestrutura e retardar o crescimento de grão durante um subsequente tratamento térmico. Esses objetivos são alcançados, basicamente, pela precipitação de carbonitretos, seja durante ou após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. No entanto, se o aço é submetido a temperaturas que excedam a 1200°C, os carbonetos se dissolvem na austenita e ocorre um crescimento de grão. Um resfriamento rápido mantém em solução sólida super-saturada os elementos microligantes, de modo que, quando o aço é reaquecido durante um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), ou

trabalho a quente, os elementos microligantes reprecipitam na forma de carbonitretos no interior dos grãos, endurecendo-os. Desta forma, a relaxação das tensões residuais de soldagem, através das deformações plásticas de fluência, ocorrem na região dos contornos de grãos, causando o deslizamento dos mesmos e originando trincas^(10,2, 22, 23, 24).

O tamanho e a distribuição dos precipitados são fundamentais no processo de relaxação das tensões. As partículas de NbC, observadas em estruturas de baixa ductilidade em aços microligados ao Nb, apresentavam diâmetros menores que 200Å. O aumento no tamanho das partículas de NbC produziu um sensível aumento de ductilidade. A precipitação e crescimento das partículas é propiciado por resfriamento lento da temperatura de solubilização ou através de super-envelhecimento⁽²⁾.

O crescimento de grão também influi no processo de relaxação das tensões na medida em que reduz a quantidade de área de contornos remanescentes⁽²⁾.

Brenner et al⁽¹⁰⁾, no estudo de um aço microligado ao Nb submetido a TTAT, sugerem a ocorrência de três mecanismos de fragilização, os quais influenciam na formação de trincas de reaquecimento e na tenacidade. Estes três mecanismos de fragilização são:

- 1 - Fragilização por segregação de impurezas e elementos de liga: Frequentemente denominado de fragilização de revenido, caracteriza-se pela propagação intercristalina da fratura, com superfícies de grãos extremamente lisas. A causa desta fragilização é o enriquecimento de

N, P, Sn, As e Sb nos contornos de grãos, reduzindo a energia coesiva.

- 2 - Fragilização por precipitação: A fragilização seria causada por partículas de microligantes precipitadas, as quais favorecem a fratura por clivagem.
- 3 - Fragilização por zonas onde a precipitação é diluída: Quando do TTAT a região dos contornos de grãos da austenita original mostra-se praticamente isenta de precipitação, com baixa resistência relativamente ao interior dos grãos endurecidos por precipitação. Se o material é deformado a frio, as regiões isentas de precipitação, ou praticamente isentas, são primeiramente encruadas, de modo que uma subsequente deformação de toda estrutura pode ocorrer de forma homogênea. Se a deformação ocorre em altas temperaturas, a resistência das zonas isentas de precipitação, devido a processos de recuperação, não pode aumentar por encruamento como na deformação a frio. A deformação permanece concentrada na região dos contornos de grãos da austenita primária e conduz a uma ruptura inter cristalina com finos "dimples" sobre a superfície dos grãos.

Os três mecanismos de fragilização podem ocorrer isoladamente ou superpostos de acordo com os campos de temperaturas utilizadas no reaquecimento. Ainda de acordo com os mesmos

autores⁽¹⁰⁾, a literatura não costuma fazer distinção entre fragilização por zonas diluídas e fragilização por segregação, contra isto, porém, se colocam alguns fatos experimentais:

- a - A segregação dos elementos que têm ação fragilizante ocorre nos aços a temperaturas em torno de 500°C, onde sua atuação é mais efetiva, e não mais se verifica acima de 550°C. A formação de trincas no alívio de tensões ocorre na faixa de 560°C a 640°C.
- b - Sobre a superfície dos grãos dos corpos de prova rompidos durante o alívio de tensões não são identificados sinais de enriquecimento de elementos fragilizantes.
- c - A formação da trinca é precedida por uma elevada deformação plástica limitada aos contornos de grãos da austenita primária.
- d - No tratamento térmico de simulação de um ciclo de soldagem e subsequente tratamento isotérmico sob tensão, a trinca pode ser evitada por um longo tratamento prévio que promova o coalescimento dos precipitados no interior dos grãos.

A formação de zonas isentas de precipitação ao longo dos contornos de grãos da austenita original também foi verificada por Hornbogen e Kreye⁽²²⁾, que associaram sua ocorrência a um mecanismo de fratura por eles denominado de "pseudo-intercristalina". Segundo estes autores, aços carbono baixa liga e aços al

ta liga estão sujeitos à formação de uma zona isenta de precipitação. Quando estes aços são transformados para martensita ou bainita inferior, e subsequentemente recozidos, átomos de C movem-se dos contornos de grãos da austenita original para as interfaces das placas de martensita. Adicionalmente, carbonetos nucleados preferencialmente nos contornos de grãos da austenita original atuam como sumidouros de átomos de C. A microestrutura resultante é, então, caracterizada por uma zona isenta de carbonetos especiais ao longo dos contornos de grãos da austenita original ou por relativamente grandes carbonetos precipitados nos contornos de grãos da austenita original, com uma zona isenta de precipitados em ambos lados do contorno. Se a resistência do interior do grão é substancialmente aumentada por uma fina dispersão de carbonetos de Mo, Cr, V, Nb e/ou Ti, quando o material é submetido a deformações plásticas, estas concentram-se sobre as zonas isentas de precipitados, resultando em uma trinca pseudo-intercristalina, que se caracteriza pela presença de micro-dimples sobre as superfícies dos grãos.

Kussmaul et al⁽²⁵⁾, entretanto, associam a presença de micro-dimples sobre as superfícies dos grãos com o nível de tensão aplicado ao corpo de prova. Estes pesquisadores afirmam que a presença de fraturas intercristalinas com micro-dimples em ensaios de ruptura por fluência no aço 22 Ni Mo Cr 37 a 610°C está relacionada com baixas tensões, 90 N/mm², e longos tempos de ruptura por fluência, 50 horas. As fraturas com superfícies intercristalinas lisas estão associadas com altas tensões, 160 N / mm², e pequenos tempos de ruptura, 4 - 5 horas.

Hippsley et al⁽²⁶⁾ estudaram trincas de reaquecimento em duas amostras do aço 2,25 Cr - 1 Mo, uma amostra pura, 0,007% P, e outra impura, 0,054% P.

Estes pesquisadores utilizaram para seus estudos uma ZAC simulada de estrutura bainítica e ensaio de dobramento. Trincas foram observadas na amostra pura somente para temperaturas entre 572-602 °C. As superfícies de fratura intergranulares observadas continham dimples, dentro dos quais existiam partículas de MnS, e ocorreram em toda faixa de cargas aplicadas (16.000 N a 44.000 N). Na amostra impura observaram predominantemente faces intergranulares lisas para cargas entre 16.000 N e 38.000 N, fraturas ocorrendo tanto em baixa temperatura, 427 - 477°C, como em alta temperatura, 527 - 602°C. Somente para a mais alta carga aplicada, 44.000 N, ocorreram superfícies de fratura intergranulares com dimples contendo MnS. Através de metalografia ótica os autores observaram trincas secundárias somente nas amostras relaxadas sob as mais severas condições, ou seja, carga inicial de 44.000 N.

Ainda sobre a morfologia das fraturas intercristalinas, Tenckoff⁽²⁷⁾ afirma que o aspecto liso ou com a presença de microdimples das superfícies de fratura depende do nível de deformação ao qual o material é submetido. As superfícies lisas surgem em contornos de grãos da austenita original solicitados ao extremo e quando as seguintes condições estão presentes:

- a) Contornos de grãos formando pontos triplos.
- b) Superfícies dos grãos orientadas a 90° com a direção da tensão principal.
- c) Tamanho de grão grosseiro.
- d) Interior dos grãos endurecidos por precipitação.

As superfícies intercristalinas com microdimples surgem sob as seguintes condições:

- a) Contornos de grãos menos solicitados.
- b) Nucleação da trinca de maneira homogênea ou heterogênea.
- c) Superfícies dos grãos a 45° com a direção da tensão principal.
- d) Tamanho de grão não tão grosseiro.
- e) Interior dos grãos menos endurecidos por precipitação.

Uma vez que as fraturas são intercristalinas, se pode supor que a própria natureza dos contornos de grãos influam na determinação da extensão da trinca. Dependendo da composição química do material e da história térmica da amostra, os contornos de grãos da austenita original, em aços baixa liga, podem conter um ou mais dos seguintes tipos de carbonetos: M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ (2).

As trincas intergranulares formam-se através de dois mecanismos quando o material é submetido a esforços de fluência:

- a) Através da união de diversas cavidades nucleadas ao longo dos contornos de grãos. Esta nucleação pode ser homogênea ou heterogênea e é a forma mais usual de fratura em ensaios de longa duração e baixas tensões.
- b) Através da formação de trincas em cunha nucleadas nos pontos triplos de contornos de grãos. São características de ensaios de curta duração e altas tensões.

Deve-se observar que a presença de filmes, partículas ou carbonetos alongados são mais prejudiciais à ductilidade do que partículas dispersas.

As trincas de reaquecimento são também encontradas em aços ferríticos revestidos com aço inoxidável, e situam-se na região de granulometria grosseira da ZAC do metal base. As trincas são perpendiculares à direção de soldagem e ocorrem na parte da ZAC que foi aquecida duas vezes pela operação de revestimento, ou seja, a região que foi aquecida a 593 - 704°C pelo segundo passe, mas que foi aquecida a temperaturas superiores a 1200°C no primeiro passe⁽²⁾. Tais trincas resultam da deformação plástica induzida pelos diferentes coeficientes de dilatação térmica entre o material base ferrítico e a camada de revestimento austenítica.

2.3.3 - Efeitos da composição química

O estudo dos efeitos da composição química na formação de trincas de reaquecimento envolve, basicamente, três pontos⁽²⁾:

- a) A influência dos elementos formadores de carbonetos, como Cr, Mo, V e Nb
- b) O efeito dos elementos que formam solução sólida, como Mn e Ni
- c) A influência dos elementos presentes em quantidades residuais, como P, Sn, Al, e Cu.

Elementos como o Cr, Mo, V e Nb influenciam a formação de trincas de reaquecimento através de precipitados, cujo

tamanho e distribuição na matriz são fundamentais na avaliação da suscetibilidade do material⁽²³⁾. A influência dos elementos formadores de solução sólida se faz através da alteração da solubilidade do Cr, Mo, Nb etc na matriz e, finalmente, os elementos residuais alteram as propriedades dos contornos de grãos⁽²⁾, contribuindo, desta forma, para a formação de trincas de reaquecimento.

Vougioukas et al⁽²³⁾ realizaram estudos de relaxação a 640°C em diversos aços, os quais possuíam como composição base 0,16 - 0,20% C, 1,2 - 1,5% Mn e 0,5 - 0,7% Ni, com teores controlados e variados de Cr, V, Nb, Mo e Zr, adicionados isoladamente ou em grupos. Segundo estes pesquisadores, cada fase de carbonetos ou nitretos pode, no estágio crítico, reprimir o processo de alívio de tensões. As dificuldades impostas a este processo dependem tanto da elevação da tensão local associada com a precipitação, como também do endurecimento da matriz através do bloqueio das discordâncias. Baseado no raciocínio acima, o fenômeno da restrição à relaxação pode ser associado à cinética das reações e ao processo de solubilização, os quais são decisivos para os processos de precipitação e definem o nível de coalescimento dos precipitados. A cinética da reação e a distribuição dos elementos formadores de carbonetos entre a matriz e as fases precipitadas devem ser observadas conjuntamente, tornando-se de relevante importância o nível de solubilidade daqueles elementos na matriz da liga. Conforme aqueles pesquisadores, é decisivo, também, se uma ou mais fases de carbonetos aparecem, visto que cada tipo de carboneto é um sumidouro adicional para os formadores de carbonetos, alterando a concentração do elemento na matriz. Caso o coalescimento dos carbonetos diminua ou suprima a sua ação contrária à re

laxação, poder-se-á concluir que a antecipação da precipitação seria condição favorável ao comportamento à relaxação. Tal antecipação pode ser alcançada pelo teor dos formadores de carbonetos como pelos formadores de solução sólida. Assim, Fe_3C que precipita rapidamente (apud 23) e coalesce, não é prejudicial à relaxação, o mesmo vale para M_3C , desde que não ocorra reação secundária para M_7C_3 . A precipitação de M_7C_3 a partir de M_3C , ou por nucleação própria, conduz primeiramente a um comportamento prejudicial à relaxação. O efeito prejudicial à relaxação diminui quando os carbonetos coalescem suficientemente, neste caso tempos de pré-aquecimento de apenas 30 minutos, antes da aplicação da carga no ensaio de relaxação, não são suficientes quando o M_7C_3 contém como elemento metálico somente Cr e Fe. Pela presença adicional de Mo, o coalescimento é aparentemente favorecido e, com isso, observa-se uma melhoria no comportamento à relaxação.

Ainda segundo aqueles pesquisadores⁽²³⁾, os formadores de carbonetos especiais, como V, Nb e Zr, prejudicam o comportamento à relaxação somente quando em teores elevados, uma vez que a solubilidade na matriz e no M_3C é superada e conduz à precipitação de MC ou M_2C . Nesse caso não se pode mais alcançar posterior melhoria no comportamento à relaxação, já que tanto VC como NbC ou Mo_2C , mesmo após longos tempos de permanência na temperatura de ensaio, deformam-se muito pouco ou nada.

O efeito dos elementos que entram em solução sólida consiste em alterar a solubilidade dos elementos formadores de carbonetos na matriz; em altos teores expulsam o Cr, Mo, etc, induzindo a uma precipitação antecipada e o coalescimento das partículas; em baixos teores aumentam a solubilidade daqueles elemen-

tos, reduzindo a precipitação e a formação de carbonetos.

A influência de alguns elementos de liga na formação de trincas de reaquecimento será a seguir brevemente descrita.

Carbono: No aço 22 Ni Mo Cr 37, com 0,60% Mo, a redução do C para teores abaixo de 0,16% resultou na eliminação de trincas sob revestimento⁽²³⁾. Ito e Nakanishi^(apud 2) investigaram aços Cr - Mo com dois níveis de V e observaram aumento de formação de trincas com o aumento do teor de C de 0,05% para 0,10%, mas não ocorreram alterações singificativas para aumentos maiores, como 0,25%. Sabe-se, no entanto, que o C aumenta a temperabilidade dos aços e que a presença de martensita aumenta a suscetibilidade do material a trincas de reaquecimento^(22, 23). Desta forma, o aumento no teor de C tende a aumentar a suscetibilidade a este tipo de trinca.

Vanádio: Este elemento é mais freqüentemente utilizado em aços Mo-Cr e/ou Ni^(2) e contribui consideravelmente para a formação de trincas de reaquecimento. Em aços 0,16 - 0,20% C , , 1,2 - 1,5% Mn, 0,5 - 0,7% Ni, teores de V até 0,15% não apresentaram valores prejudiciais em ensaios de relaxação a 640°C, considerando um tempo de permanência superior a 180 minutos⁽²³⁾. Com 0,23% V ocorre fratura após poucos segundos, supõem-se, então, um limite crítico de V entre 0,15 e 0,23%. O mesmo aço, porém com 0,31 - 0,46% Mo, 0,10% Cr e teores crescentes de V, 0,04 - 0,18%, atingiu um tempo de permanência, para o mesmo procedimento de ensaio de relaxação, de poucos segundos, o mesmo ocorrendo quando o teor de Mo situou-se entre 0,53 - 0,77%⁽²³⁾. Comportamento igualmente desfavorável foi verificado quando os teores de Mo e Cr alteraram-se para 0,20%, com crescentes teores de V, 0,05 -

0,15%, com os tempos reduzindo-se de 5 minutos para 6 segundos⁽²³⁾. Meitzner⁽²⁾ cita experiências realizadas por diversos autores onde, igualmente, o V mostra-se um elemento que aumenta a suscetibilidade do material a formação de trincas.

Cromo: Em aços 0,16 - 0,20% C, 1,2 - 1,5% Mn, 0,5 - 0,7% Ni, com teores crescentes de Cr, 0,24 - 2,62%, verificou-se acima de 0,41% Cr, em ensaios de relaxação a 640°C, uma queda brusca no tempo de permanência, de 180 minutos para valores de 1 a 9 minutos⁽²³⁾. Para teores similares de C, Mn e Ni, os mesmos autores, em ensaios de relaxação, avaliaram a influência do Cr, 0,08 até 2,36%, juntamente com teores de Mo inferiores a 0,5%. Até 0,61% Cr não aparece nenhuma fratura, para um período de 180 minutos; entre 0,62 e 1,37% encontram-se valores de tempo de permanência entre 50 e 3 minutos, e para teores de Cr mais elevados, 2,36%, o tempo de permanência sobe novamente para 180 minutos. Experiências adicionais em aço 2,23% Cr - 1,02% Mo comprovam este último resultado, não apresentando nenhuma trinca no período de 180 minutos do ensaio de relaxação.

A combinação de teores de Cr entre 0,12 - 0,54 % com 0,03 - 0,19% V e 0,027 - 0,053% Nb mostrou-se bastante prejudicial para os mesmos aços C / Mn / Ni⁽²³⁾. Naiki^(apud 19) não observou formação de trincas em aço Ni / Cr / Mo até 2,0% Cr, porém, um considerável aumento foi observado para 3% Cr. Ito e Nakanishi^(apud 2) observaram um aumento inicial na formação de trincas com teor crescente de Cr, seguido por um decréscimo na faixa de 1,5 - 2,3% Cr, sendo a localização dentro da faixa citada dependente do teor de Mo.

Niôbio: A formação de carbonetos especiais, como o NbC, prejudicam o comportamento à relaxação somente quando em teores elevados uma vez que a solubilidade na matriz é superada, conduzindo à precipitação⁽²³⁾. Aços C/Mn/Ni, com teores de 0,14 - 0,54% Cr e 0,027 - 0,053% Nb apresentaram elevada suscetibilidade à formação de trincas em ensaios de relaxação a 640°C, com o tempo de ensaio reduzido de 180 minutos, nas amostras não suscetíveis (sem Nb), para no máximo 3 minutos, nas amostras com adição de Nb⁽²³⁾. Ito e Nakanishi^(apud 2) encontraram que aumentos de 0,06% para 0,10% Nb, em aços 1 Cr - 0,5 Mo, influem fortemente na formação de trincas.

Molibdênio: O molibdênio, de forma geral, contribui para a formação de trincas de reaquecimento, contudo, seu efeito parece ser dependente da composição do aço⁽²⁾. Em aços C/Mn/Ni, 0,06 - 0,10% Cr, a adição de até 0,48% Mo permitiu um tempo de relaxação de 180 minutos em ensaios de relaxação a 640°C⁽²³⁾. Acima deste teor, 0,77% Mo, o tempo de permanência reduziu-se a 10 minutos. Para teores de 1,0 e 1,5% Mo os tempos de permanência são de 10 e 3 minutos, respectivamente. Murray⁽²⁸⁾ conduziu testes de relaxação de tensão sobre ZAC simulada e encontrou que tempos de fratura a 626°C decresceram de mais de 1300 minutos com 0,21% Mo para menos que 2 minutos com 0,54% Mo. Meitzner e Pense^(apud 2) observaram que o aumento de 0,5 para 1,5% Mo reduziu o tempo até a ruptura de um aço Mo / B.

Manganês: Naiki^(apud 2) não observou a formação de trincas para até 3% Mn em um aço Ni/Mo/0,37% Cr. Entretanto, com 1,8% Cr foi observado aumento na formação de trincas já para 1,2% Mn. Mulley e Cadman^(apud 2) encontraram menor formação de

trincas com o aumento do Mn em aços Cr/Mo/V, entretanto os aços com alto Mn tinham baixos níveis de P e S. A presença de Mn aumenta o efeito de fragilização de revenido causado pelo P, As, Sb e Sn⁽²⁹⁾, desta forma, o aumento do teor de Mn pode originar a formação de trincas causadas pela redução da energia coesiva entre os grãos.

Níquel: Aparentemente não contribui para o aumento à suscetibilidade à trincas de reaquecimento. Em aços Ni/Cr / Mo o aumento no teor de Ni de 0,8 para 6,0% não revelou a formação de trincas⁽²⁾.

Cobre e Elementos Residuais: O Cu e outros elementos residuais, como P, As, Sb, ou Sn, podem favorecer a formação de trincas de reaquecimento, visto que a segregação desses elementos nos contornos de grãos da austenita primária afeta as propriedades coesivas dos contornos. O efeito prejudicial desses elementos parece ser mais efetivo em testes de longa duração, nos quais o provável modo de falha é pela nucleação de cavidades ao longo dos contornos⁽²⁾.

Hippesley et al⁽²⁶⁾, estudando ZAC simulada através de ensaios de dobramento em temperaturas entre 325 e 702°C no aço 2,25 Cr - 1 Mo, observaram aumento na formação de trincas quando o P foi aumentado de 0,007 para 0,054%.

Bruscato (apud 2), estudando um depósito de solda 2,25 Cr - 1 Mo, encontrou um aumento na ductilidade ou fluência com a redução dos níveis de Sn, As, P e Sb.

Hopkins et al (apud 2) também encontraram que a redução de impurezas residuais para baixos níveis em dois aços Cr/

Mo/V resultou em notável aumento na vida e altas ductilidades em testes de ruptura por fluência.

Drinnan e Harris^(apud 2) encontraram que o efeito combinado de um aumento do teor total de elementos residuais e aumento de grão foi refletido em um notável aumento da fissuração.

Com o objetivo de quantificar a relação entre a composição química e a formação de trincas, algumas fórmulas tem sido apresentadas^(apud):

$$\Delta G = Cr + 3,3 Mo + 8,1 V - 2 \quad (\text{Nakamura}) \quad (2)$$

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2 Mo + 10 V + 7 Nb + 5 Ti - 2 \quad (\text{Ito}) \quad (3)$$

Valores positivos para ΔG e P_{SR} indicam que o aço é suscetível a trincas de reaquecimento. A aplicação dessas fórmulas é limitada ao campo de composições dos quais foram derivadas e deve-se observar que não registram o efeito de elementos residuais, como P, Sn, Sb, os quais contribuem para a suscetibilidade a trincas de reaquecimento.

Para o aço WSt E 36 ao Nb, objeto de estudo deste trabalho, temos um valor de $P_{SR} = -1,65$, ou seja, este material não é suscetível a trincas de reaquecimento, segundo a expressão de Ito.

2.3.4 - Influência da Microestrutura

Uma análise microestrutural detalhada foi executada por Vougioukas et al⁽²³⁾ no aço 16 Mn Ni Mo V 53 com o objeti-

vo de relacionar microestrutura com trincas de reaquecimento. Valores do tempo de permanência bastante baixos são relacionados com a presença de martensita; a presença de ferrita, pelo contrário, é bastante vantajosa. Para somente 15% de ferrita ao lado de 85% de constituintes intermediários o tempo de permanência sobe para 180 minutos, o qual, somente para constituintes intermediários, é de 1 minuto. Decisiva parece ser a elevada densidade de discordâncias nos constituintes intermediários e na martensita, a qual tem efeito prejudicial sobre o comportamento a relaxação, por sua vez dependente do estágio do processo de precipitação. Em resumo, martensita e bainita, ou seja, estruturas com alta densidade de discordâncias, causaram no aço 16 Mn Ni Mo V 53 uma fina distribuição de carbonetos e, conseqüentemente, baixos valores de tempo de permanência na temperatura de ensaio.

Estes mesmos autores realizaram ensaios de relaxação em amostras submetidas a ciclo térmico de soldagem simulada em 78 aços de granulação fina com aproximadamente 0,15% C, 0,3 % Si, 1,4% Mn e 0,5% Ni, com adições individuais ou simultâneas de elementos formadores de carbonetos, em teores de até 2,62% Cr, 0,77% Mo, 0,053% Nb, 0,23% V e 0,01% Zr. O ciclo de simulação térmica a 1300°C/ 3 minutos, e subsequente têmpera em água, gerou uma estrutura grosseira, sobretudo martensítica, similar a ZAC grosseira de uma união soldada. O material foi aquecido a 640°C e, após 30 minutos nessa temperatura, foi aplicada uma tensão calculada de acordo com a proposição de Murray⁽²⁸⁾. Os autores constataram que em todos os aços cujo tempo de permanência foi superior a 180 minutos (tempo limite estipulado para avaliar a suscetibilidade a trincas de reaquecimento) somente existem carbone-

tos tipo M_3C , independente do elemento formador de carboneto presente. Para teores de elementos formadores de carbonetos acima do valor crítico (0,4% Cr, 0,50% Mo e 0,17% V), ou seja, o valor a partir do qual o aço sofria ruptura em tempos inferiores a 180 minutos, os pesquisadores observaram, além de M_3C , carbonetos do tipo M_7C_3 , M_2C ou MC . Segundo os autores, parece ser de extrema importância a influência do tipo e distribuição dos carbonetos presentes, por sua vez dependentes dos teores dos elementos formadores de carbonetos e dos elementos formadores de solução sólida.

Brenner et al⁽¹⁰⁾ submeteram um aço St E 36 ao Nb (0,036 % Nb) a ensaios de relaxação a 600°C. Após um recozimento a 1300°C/3 minutos, têmpera em água obtendo-se uma microestrutura martensítica, o material foi reaquecido a 600°C e, após 1 hora de permanência nessa temperatura, submetido a tensões equivalentes ao limite de escoamento. A elevação em 10 a 20% da tensão aplicada levou o corpo de prova a ruptura após curtos tempos de ensaio.

De acordo com estes autores, ocorre uma fragilização por precipitação após 1 hora de permanência a 600°C e 10 horas a 540°C no aço St E 36 ao Nb, portanto, quando foi aplicada a tensão no ensaio de relaxação o material encontrava-se em uma fase crítica do estágio de precipitação. Associando-se altas tensões com endurecimento por precipitação tem-se as condições propícias para o surgimento de trincas de reaquecimento. O aço St 52 - 3, estudado pelos mesmos autores⁽¹⁰⁾, sob as mesmas condições de simulação térmica de soldagem, mesmas condições de ensaio de relaxação e microestrutura igualmente martensítica, não sofreu ruptura.

Os exemplos citados mostram que a presença de martensita aumenta a suscetibilidade do material a trincas de reaquecimento.

cimento, porém, não é condição suficiente, uma vez que corpos de prova com microestruturas martensíticas, em alguns aços estudados, não conduziram à fratura. Decisiva, portanto, é a influência do tipo e distribuição dos carbonetos presentes, como já tínhamos a bordado na seção 2.3.3.

2.3.5 - Influência dos parâmetros de soldagem

2.3.5.1 - Aporte de calor

A influência deste parâmetro sobre a suscetibilidade à trincas de reaquecimento é dupla⁽²⁴⁾. A elevação do aporte de calor conduz a uma granulação grosseira, a qual favorece a fragilização intergranular e, por outro lado, resulta em uma ZAC mais dútil, a qual tende a reduzir a fragilização intergranular.

Variações nas velocidades de resfriamento, decorrentes de alterações de aporte de calor, não somente afetam a microestrutura, mas também alteram a natureza e a dispersão de finos precipitados intergranulares⁽²⁾.

Swift^(apud 2) observou que a elevação do aporte de calor reduziu a extensão de formação de trincas para o aço 2,25 Cr - 1 Mo, e atribuiu este fato à redução das tensões residuais. Ito e Nakanishi^(apud 2) observaram o mesmo efeito no aço Ni/Cr / Mo/V, o qual foi atribuído a mudança de estrutura da ZAC, de martensita e bainita inferior para bainita superior. Por outro lado, Mager e Thomas^(apud 30), em duas soldas a arco submerso do aço

508 classe 2, não encontraram trincas com baixo aporte de calor , 25.600 J/cm, porém, na solda com 51.200 J/cm, foram examinadas 40 diferentes áreas e encontraram-se trincas em 4 ou 5 áreas.

Dolby e Saunders⁽³¹⁾, estudando a formação de trincas sob revestimento em aços para vasos nucleares, observaram que o risco de trincas é aumentado com os processos de revestimento de alto aporte de calor, e que a dureza da ZAC, a qual é indicativa da proporção de martensita e seu teor de carbono, tem muito menos influência sobre a suscetibilidade a formação de trincas do que a extensão e quantidade da austenita de grão grosseiro, como evidenciado pelo aumento do aporte de calor, o qual promove uma ZAC mais dútil e ainda aumenta a formação de trincas sob revestimento.

2.3.5.2 - Metal de adição

O metal de adição e fluxos são selecionados por sua compatibilidade com o metal base. Geralmente, o metal de adição possui composição semelhante ao metal base, com exceção do teor de carbono, que é mais baixo, refletindo na boa ductilidade do metal de adição⁽³⁰⁾. A utilização de metal de adição de baixa resistência pode resultar em menor formação de trincas porque uma parcela das deformações de fluência pode ocorrer na solda. Contudo, aços muito propensos à formação de trincas podem trincar mesmo com eletrodos de baixa resistência, de forma que a utilização deste tipo de eletrodo não é uma solução geral⁽²⁾. Trincas têm se mostrado muito frequentes na composição resistente à fluência 2,25 Cr - 1 Mo⁽²¹⁾. As microtrincas originam-se nas regiões de granulação grosseira como depositadas. Tais trincas têm sido en

contradas em soldagem manual com eletrodo básico, quando o teor de Mn foi 0,5 - 0,6% e 0,45 - 0,55% Si. Com estes teores a razão Mn/Si no metal de solda é considerada baixa, 1 a 1,3. A razão Mn/Si reflete a limpeza da solda e valores $Mn/Si \geq 2$ são considerados adequados⁽²¹⁾. A limpeza metalográfica reflete a limpeza dos contornos de grãos e, desta forma, sua coesão em temperaturas elevadas. Em metal de adição 2,25 Cr - 1 Mo, em arco submerso, trincas de reaquecimento ocorrem quando fluxos com 30 a 35% de SiO_2 e índice de basicidade, $BI = 1$, são usados.

Fluxos com alto SiO_2 transferem para o metal de adição Si e O, os quais afetam as propriedades de resistência a fluência⁽²¹⁾. Metais de adição com altos teores de impurezas como P, e elementos residuais como Sn, As e Sb têm sua ductilidade reduzida.

2.3.5.3 - Pré-aquecimento

O uso do pré-aquecimento é, geralmente, benéfico em amenizar os efeitos de trincas de reaquecimento, porém para certos aços temperaturas muito elevadas de pré-aquecimento são requeridas para prevenir trincas. Em aços Ni - Cr - Mo - B - V, a temperatura de 426°C amenizou mas não eliminou a formação de trincas⁽²⁾. Em aços inoxidáveis do tipo 347, temperaturas de pré-aquecimento superiores a 750°C são necessárias para superar a formação de trincas⁽²⁰⁾, o que, naturalmente, torna impraticável a utilização do pré-aquecimento. De uma forma geral, os efeitos benéficos do pré-aquecimento podem ser descritos como sendo⁽²⁾ :

- 1 - Redução do nível total de tensões residuais de soldagem.
- 2 - Redução do risco de trincas induzidas por H, as quais iniciam trincas de reaquecimento no subsequente tratamento térmico de alívio de tensões.
- 3 - Redução da taxa de resfriamento após soldagem, resultando em microestruturas menos suscetíveis a formação de trincas.

2.3.6 - Soluções para contornar a formação de trincas de reaquecimento

Deformações de fluência por deslizamento dos contornos de grãos são pré-requisitos para a ruptura intergranular. Quando é necessário o uso de elementos de liga para aumentar a resistência à fluência, a solução metalúrgica para o problema da trinca de reaquecimento consiste em combater o deslizamento dos contornos de grãos⁽²¹⁾. Em aços austeníticos, altamente ligados, isto pode ser atingido pela fixação dos contornos de grãos com carbonetos maciços. Tal procedimento pode não ser possível em aços ferríticos baixa liga. Desta forma, a opção é favorecer a migração dos contornos de grãos, e minimizar a segregação de soluto nos contornos, que além de retardar a migração, reduz a energia coesiva⁽²¹⁾. Observa-se que, quando a temperatura é elevada, o deslizamento dos contornos ocorre, nos metais e ligas, antes da migração, isto é, recristalização. Desta forma, a tendência para formação de trincas

de reaquecimento pode ser representado pelo diagrama da figura 26⁽¹⁹⁾. Isto mostra que, quando a temperatura é elevada, a taxa de deslizamento dos contornos de grãos aumenta e trincas de reaquecimento podem surgir num curto espaço de tempo. Aumentos maiores da temperatura conduzem à migração dos contornos e a perda da resistência intragranular, possibilitando, desta forma, a rápida eliminação das trincas de reaquecimento⁽²¹⁾. Em temperaturas abaixo da zona de formação de trincas da curva "C", tratamentos de curto tempo provavelmente não produzam suficiente fluência para um significativo alívio de tensões. A alternativa, então, seria aquecer a estrutura para uma temperatura de alívio de tensões ou normalização acima da região de formação de trincas, suficientemente rápido para evitar o "nariz" da curva. Entretanto, esta possibilidade tem restrições de ordem prática⁽²⁾ :

- 1 - Difícil em grandes estruturas.
- 2 - Estruturas com seções de grandes diferenças de espessura.
- 3 - Aços temperados e revenidos, onde temperaturas acima da região de formação de trincas podem exceder a temperatura original de revenido e, desta forma, prejudicar as suas propriedades.

Para materiais altamente suscetíveis não seria possível aquecer suficientemente rápido para evitar a região de formação de trincas, desta forma, a variação dos parâmetros de alívio de tensões, tempo - temperatura, tem limitada aplicação prática, visto que, ambos, adequada tensão de relaxação e formação de trincas, dependem da fluência na solda e ZAC.

. As soluções práticas, decorrentes da experiência in

dustrial, tem providenciado várias recomendações que podem ser aplicadas para a redução da ocorrência de trincas de reaquecimento⁽²¹⁾:

- 1 - Projetos que reduzam os locais concentradores de tensões das juntas soldadas e rebaixamento do perfil da solda, para reduzir o efeito entalhe, antes do alívio.
- 2 - Amanteigamento da junta com o próprio metal de adição, e se possível alívio de tensões residuais da zona de granulação grosseira da ZAC.
- 3 - Martelamento pode ser aplicado em cordões de soldas. Tal procedimento teria dois efeitos benéficos, decorrentes da deformação plástica causada na ZAC: (a) poderá causar recristalização e um refino de grão durante subsequente passe de solda, e (b) pode reduzir a quantidade de tensões, ou pode ter o efeito desejável de colocar a ZAC sob tensões compressivas.
- 4 - Microestrutura da ZAC em cordões de solda, onde trincas ocasionalmente ocorrem, pode ser refinada com um cordão de solda extra (Temper Bead), entretanto, deve ser evitado um perfil de solda na forma de cogumelo.
- 5 - Onde ocorrem trincas na ZAC, metal de adição de menor resistência a alta temperatura pode ser aplicado, caso requisitos de projeto o permitirem.

6 - Em soldagem manual, eletrodos com diâmetros \leq a 4mm devem ser usados somente na interface, porque eletrodos com diâmetros \geq a 5 e 6 mm produzem áreas de granulação grossa mais extensas na ZAC. Contudo, as trincas não seriam eliminadas, apenas o tamanho das microtrincas é limitado porque o tamanho da ZAC grosseira é reduzido, com isto, tais trincas, mesmo que detectadas, são provavelmente inócuas.

As limitações da lista de soluções acima aparecem quando sabe-se que trincas de reaquecimento podem ocorrer em microestruturas de ZAC perfeitamente sãs, isentas de defeitos nas condições como soldadas. Desta forma, embora a necessidade dos cuidados com o projeto e processos de soldagem, os quais podem agravar a formação de trincas de reaquecimento, o problema deste tipo de trinca é basicamente metalúrgico, e o modo metalúrgico mais adequado para o seu controle parece ser a manutenção da temperatura de pré-aquecimento e interpasse em níveis adequados⁽²¹⁾.

III - MATERIAL, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS

3.1 - Análise Química e Condições de Laminação do Aço WSt E 36 ao Nb

A composição química do material é apresentada na tabela 1. As condições de laminação e tratamento térmico fornecidas pelo fabricante foram as seguintes:

- I - Laminação: a) temperatura do forno de reaquecimento - 1240°C
b) temperatura de laminação entre 940°C e 1000°C

II - Tratamento térmico: Normalização a 900°C.

3.2 - Soldagem ao Arco Submerso

A soldagem ao arco submerso de uma chapa de 35 mm de espessura foi executada na Cobrasma S. A. A solda realizada em condições industriais permite uma avaliação mais real do processo de soldagem, uma vez que na indústria não se encontram as condições ideais de controle do processo de soldagem oferecidas em laboratório. Os parâmetros de soldagem e chanfro utilizados estão na tabela 2 e figura 27, respectivamente. O passe de raiz foi realizado com eletrodo revestido, a seguir realizaram-se 13 passes ao arco submerso; a chapa foi virada, realizada a goivagem e a seguir realizaram-se 16 passes ao arco submerso.

3.3 - Simulação Térmica de Soldagem (STS)

O objetivo da STS é gerar em um corpo de prova a mesma microestrutura de uma ZAC grosseira, permitindo melhor avaliação do comportamento desta zona, o qual nem sempre pode ser completamente verificado através dos procedimentos comuns de testes aplicados em estruturas soldadas, devido a formas complicadas e, freqüentemente, limitada extensão da microestrutura crítica⁽³²⁾.

A STS foi realizada em corpos de prova para ensaios Charpy (11,5 x 11,5 x 60 mm) e de relaxação (ϕ 11 mm), os quais foram aquecidos a temperaturas superiores a 1250 °C (tabela 3) em um equipamento de aquecimento eletro-indutivo, marca "Politron".

Os corpos de prova para STS foram retirados do metal base na condição como fornecido (figura 28) com exceção dos corpos de prova de relaxação n^{os} 25, 26, 28 e 30, os quais, foram normalizados a 950 °C/10 min (figura 29) e submetidos a STS. A normalização visou recuperar CP anteriormente submetidos à STS, devido à falta de material. O controle da velocidade de resfriamento permitiu simular baixo aporte de calor (alta velocidade de resfriamento) e alto aporte de calor (baixa velocidade de resfriamento). A velocidade de resfriamento é caracterizada pelo tempo de resfriamento entre 800 e 500°C e representado por $\Delta t_{8/5}$.

3.4 - Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)

O TTAT é um procedimento utilizado com diversos objetivos, entre eles o de remover tensões residuais de soldagem,

produzir o revenimento dos produtos de transformação a baixa temperatura e remover o hidrogênio residual⁽¹⁸⁾. Entretanto, o TTAT pode ser prejudicial em alguns casos, como na soldagem de aços microligados, os quais podem ter a tenacidade da ZAC reduzida em consequência da precipitação de carbonitretos como Nb (C, N); V (C, N) ou Ti (C, N).

Neste trabalho foi realizado TTAT a 600°C/4 horas na junta soldada do aço WSt E 36 ao Nb, conforme esquema da figura 30, com o objetivo de avaliar o efeito do mesmo sobre a tenacidade da ZAC real e a resistência da solda. Para os aços de granulometria fina a norma Stahl - Eisen 089-70, segundo Piehl⁽³³⁾, recomenda temperaturas entre 530 e 580°C para TTAT, porém, baseados na literatura^(33,10), decidiu-se utilizar uma temperatura de 600°C e um período de tempo de 4 horas com o objetivo de se detectar possíveis efeitos da precipitação e coalescimento de Nb (C, N).

Adicionalmente, amostras submetidas a STS também foram submetidas a TTAT em três diferentes temperaturas, 500, 550 e 600°C/4 horas, tempos de aquecimento de 31, 39 e 50 minutos, respectivamente, em forno W. C. Heraeus Hanau, tipo RL 200, e resfriamento ao ar. O objetivo foi verificar o efeito das diferentes temperaturas de TTAT sobre a tenacidade das ZACs simuladas.

3.5 - Corpos de Prova

Os diversos corpos de prova, utilizados para avaliar o metal base, solda e ZAC, foram obtidos conforme esquema mostrado na figura 31. O posicionamento destes corpos de prova foi

baseado na Seção 6 e Apêndice 10 da especificação RE - L 1134⁽³⁴⁾. As dimensões dos corpos de prova são mostradas na figura 32 e basearam-se nas normas DIN 50.125, DIN 50.120 e DIN 50.115.

3.6 - Ensaaios e Procedimentos

Para atingir os objetivos deste trabalho foram realizados, basicamente, seis tipos de atividades:

- a - Ensaaios de impacto Charpy.
- b - Ensaaios de relaxação.
- c - Ensaaios de tração.
- d - Análise microestrutural através de microscopia ótica.
- e - Análise de fratura por microscopia eletrônica de varredura.
- f - Medidas de dureza

3.6.1 - Ensaaios Charpy

Realizaram-se ensaios Charpy nos seguintes corpos de prova :

- a - Metal base.
- b - ZAC real, como soldado e após TTAT.
- c - ZAC simulada, $\Delta t_{8/5} = 2s$.
- d - ZAC simulada, $\Delta t_{8/5} = 73s$.

Os ensaios da ZAC real foram realizados a -60, -40, -20, 0, 20 e 40°C; os ensaios dos corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 2s$ e $\Delta t_{8/5} = 73s$ foram executados a 0°C.

3.6.2 - Ensaio de relaxação

Este tipo de ensaio tem por objetivo avaliar a suscetibilidade do material à trincas de reaquecimento. O corpo de prova é submetido a um carregamento pré-estabelecido e constante na temperatura desejada; após a estabilização do corpo de prova na temperatura de ensaio libera-se o controle de carga da máquina de tração permitindo-se, então, a relaxação do material.

O ensaio de relaxação foi executado sob duas condições:

- a) O corpo de prova foi carregado a temperatura ambiente e a seguir aquecido sob carga constante. Quando se atingiu a temperatura pré-estabelecida foi permitido, então, a relaxação das tensões.
- b) O corpo de prova foi aquecido até a temperatura pré-estabelecida sem a aplicação de carga, após 1 hora de permanência nessa temperatura, aplicou-se a carga e logo a seguir permitiu-se a relaxação das tensões.

Os ensaios realizados segundo a condição (a) visaram submeter os corpos de prova a situações mais realistas de ensaio. Para Vinckier⁽²⁴⁾ e Tenckoff⁽²⁷⁾, na investigação da suscetibilidade de um material à trincas de reaquecimento é necessário

aplicar deformação plástica na amostra durante o aquecimento para a temperatura de alívio de tensões, uma vez que o aquecimento sem carga pode alterar inteiramente o comportamento frágil. No entanto, a condição (b) é mais utilizada para avaliar a suscetibilidade a trincas de reaquecimento e segue o critério utilizado por Murray⁽²⁸⁾. Experiências realizadas segundo este critério^(23, 33) atestam sua validade, permitindo identificar claramente os materiais suscetíveis.

Para a determinação da tensão aplicada aos corpos de prova utilizou-se a seguinte fórmula⁽²⁸⁾:

$$\sigma = f \times \sigma_s \times E_{TA} / E_{TT} \quad (4)$$

E_{TA} - módulo de elasticidade a temperatura ambiente.

E_{TT} - módulo de elasticidade a temperatura de teste.

σ_s - limite de escoamento.

f - coeficiente de tensão.

As temperaturas escolhidas para os ensaios de relaxação foram 550 e 600°C; a primeira recomendada pela Stahl- Eisen 089 - 70 para TTAT de aços de fina granulometria; a segunda porque situa-se na faixa de temperaturas onde o surgimento de trincas de reaquecimento é mais crítico, ou seja, de 560 a 640°C⁽¹⁰⁾.

Foram realizados ensaios de relaxação em corpos de prova submetidos a STS com taxas de resfriamento equivalentes a $\Delta t_{8/5}$ de 2 , 5 e 60s.

Para avaliação da suscetibilidade a trincas de reaquecimento foi utilizado o critério de relaxação até um valor de

50% da carga inicial aplicada, abaixo da qual não se poderia esperar a ocorrência de trincas de reaquecimento⁽²³⁾.

O tempo de aquecimento às temperaturas de ensaio foi de 105 minutos e o coeficiente de tensão foi variado de 0,8 a 1,2.

Os ensaios de relaxação foram realizados em equipamento para ensaios mecânicos fabricado por Otto Wolpert, tipo 10 TZZ 707, controlada por painel digital tipo NS 2300 Z 707, e o aquecimento foi executado em forno elétrico tipo EO 1090, controlado por painel tipo SG 1176, temperatura máxima de 1000°C, controle automático de temperatura através da utilização de três termopares NiCr - Ni.

3.6.3 - Ensaio de tração

Executaram-se os seguintes ensaios de tração:

- a - Metal base a temperatura ambiente.
- b - Metal base a 145°C.
- c - Solda a temperatura ambiente.

Estes ensaios foram realizados para atender especificações existentes para materiais utilizados na indústria nuclear. O ensaio a 145°C justifica-se pelo fato de que esta seria a máxima temperatura a ser atingida pelo vaso de contenção em caso de acidente.

Os corpos de prova foram aquecidos juntamente com o forno e mantidos a temperatura pré-estabelecida por 20 minutos

quando, então, iniciou-se o ensaio. O aquecimento foi realizado em forno elétrico tipo EO 1090, controlado por painel tipo SG 1176, temperatura máxima de 1000°C, controle automático de temperatura através da utilização de três termopares NiCr - Ni. Os ensaios de tração do metal base a temperatura ambiente e a 145°C foram realizados no equipamento 810 Material Test System da MTS Systems Corp. Os ensaios dos corpos de prova da solda realizaram-se no equipamento de tração VE B - Fabr. Nr. 211/23.

3.6.4 - Análise da microestrutura

Um microscópio ótico JENA - NEOPHOT 21 foi utilizado para a obtenção de micrografias e análise da microestrutura. A classificação adotada para a microestrutura segue a recomendação do Welding Institute e será a seguir brevemente descrita.

3.6.4.1 - Principais constituintes da ZAC⁽³⁵⁾

I - Martensita

Embora este constituinte seja promovido pelo aumento da teor de liga, ele também pode ser encontrado em ZACs de soldas realizadas sob baixo aporte de calor. Este constituinte é duro, reduz a tenacidade e pode induzir ao surgimento de trinca de hidrogênio na ZAC.

A martensita pode ser dividida em dois tipos:

a) Martensita em ripas: Este tipo de martensita po

de se formar em aços de baixo e médio carbono, aços maraging e aços inoxidáveis. A estrutura cristalina é geralmente C C C. A sub-estrutura consiste em uma alta densidade de discordâncias e as ripas podem estar separadas por contornos de baixo ângulo.

- b) Martensita Lenticular: Apresenta-se com o aspecto de placas lenticulares e é caracterís-tica em aços de alto carbono. A estrutura é tetragonal.

II - Ferrita com MAC

Este constituinte microestrutural é bastante co-mun em ZACs de aços baixa liga, ocorrendo sob uma larga faixa de aportes de calor. Ferrita com MAC pode ter uma aparência alinha-da ou não alinhada, mas esta variação é provavelmente um efeito de seccionamento.

Deve-se observar que a denominação ferrita com MAC engloba todas as estruturas constituídas de ferrita lamelar, incluindo ferrita "side plates" e bainita superior.

III - Ferrita Intergranular de Widmanstätten

Este constituinte microestrutural pode ser formado com altos aportes de calor. Distingue-se da ferrita com MAC pelo pequeno alongamento das placas de ferrita. Este tipo de ferrita forma-se em altas temperaturas de transformação e é favorecida por baixas taxas de resfriamento associadas com alto aporte de calor.

IV - Ferrita Pró-eutetóide

Este constituinte é frequentemente formado nos contornos de grãos da austenita primária, especialmente com alto aporte de calor. Sua formação é suprimida por elementos ligantes, entre eles o Nb, os quais baixam a temperatura de decomposição da austenita.

V - Perlita

Este constituinte está associado com muito alto aporte de calor, como soldagem por eletro-escória, e é suprimido por elementos ligantes que baixam a temperatura de decomposição da austenita. É geralmente encontrada somente com ferrita pró-eutetóide.

VI - Agregados Ferrita - Carbonetos

Esta fase aparece em regiões fora dos contornos da austenita primária e é resultado da reação de decomposição eutetóide. Em altas ampliações aparece como uma dispersão de carbonetos na ferrita.

3.6.4.2 - Principais constituintes do metal de solda⁽³⁶⁾

I - Ferrita Primária (FP)

- a) Ferrita de contorno de grão (FCG)
- b) Ferrita poligonal intragranular (FPI)

A ferrita primária pode nuclear nos contornos de grãos ou no interior dos grãos da austenita original. Ela é pro

duto de transformação em altas temperaturas e sua formação é favorecida em soldas com alto aporte de calor. Grandes quantidades de FCG não são consideradas benéficas para a tenacidade, especialmente em aços de alta resistência. Grãos de FPI formam-se no interior dos grãos de austenita original, os quais são três (3) vezes maiores que a largura média das ripas de ferrita acicular ou ferrita com segunda fase que os envolve.

II - Ferrita Acicular (FA)

É constituída por pequenos grãos ferríticos, não alinhados, encontrados no interior dos grãos da austenita original. Uma região de FA geralmente tem a morfologia de uma estrutura Widmanstätten, mas também inclui ripas isoladas de alta razão largura/comprimento. Este constituinte é geralmente associado com excelente tenacidade.

III - Ferrita com Fase Secundária (FS)

a) Ferrita com fase secundária alinhada (FSA)

É constituída por duas ou mais ripas paralelas de ferrita. Quando existem duas ripas, estas devem somente ser classificadas como FS se a razão comprimento/largura for maior que 4 : 1, caso contrário, classificam-se como FA ou FP. Este constituinte pode também ser identificado como "Side Plate", Bainita, Bainita Superior ou Inferior, contudo, esta distinção não será normalmente possível somente com a utilização do microscópio ótico. FSA não é geralmente associada com uma boa tenacidade.

b) Ferrita com fase secundária não alinhada (FSNA)

É constituída por ferrita envolvendo completamente micro-fases ou ripas de FA.

IV - Agregados Ferrita/Carbonetos (FC)

Constitui-se de fina estrutura ferrita / carbonetos incluindo ferrita com interfase de carbonetos e perlita. Se o agregado pode ser claramente identificado como perlita, utiliza-se a notação FC(P). Se a colônia é menor que as ripas adjacentes dentro dos grãos da austenita original, trata-se, então, como uma micro-fase.

V - Martensita (M)

São consideradas colônias de martensita aquelas cujas dimensões são superiores às ripas de ferrita dentro dos grãos da austenita original adjacente. Pequenas colônias devem ser tratadas como micro-fases. Este constituinte pode ser dividido em martensita em ripas ou maclada, porém, esta distinção é difícil somente com a utilização de microscópio ótico.

3.6.5 - Análise da fratura por microscopia eletrônica de varredura

As análises de fraturas foram realizadas em amostras submetidas a STS e posteriormente testadas em ensaios de impacto Charpy e em ensaios de relaxação. Utilizou-se para este fim um equipamento ISI - SUPER III - A.

3.6.6 - Medidas de dureza

As medidas de dureza realizadas no metal base, ZAC

e solda tiveram como objetivo traçar um perfil de dureza dessas regiões na condição como soldado e após TTAT.

Nos corpos de prova submetidos a STS o objetivo foi verificar os níveis de dureza obtidos nos diferentes ciclos térmicos, com taxas de resfriamento equivalentes a $\Delta t_{8/5}$ de 2, 5, 60s e 73 s. Adicionalmente, verificou-se o efeito do TTAT em três diferentes temperaturas (500, 550 e 600°C) sobre os níveis de dureza dos corpos de prova oriundos do STS e destinados a ensaio de impacto Charpy.

IV - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

4.1 - Fragilização do Aço WSt E 36 ao Nb sob Condições Extremas de Resfriamento

As amostras do aço WSt E 36 ao Nb submetidas a STS representam situações extremas de soldagem. $\Delta t_{8/5} = 2s$ corresponderia a um baixo aporte de calor estimado em $0,9 \text{ kJ/mm}$, e $\Delta t_{8/5} = 73s$ a um alto aporte de calor de 18 kJ/mm ⁽³⁷⁾.

Os corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 2s$, ... martensíticos (figura 33), sem tratamento térmico, apresentaram baixa tenacidade em relação ao MB, (tabela 4 e figura 34), com superfícies de fratura predominantemente de clivagem (figura 35). Os TTAT realizados a 500 e 550°C/4 horas não afetaram significativamente a tenacidade (figura 34) apesar da significativa queda de dureza observada (figura 36), de 444 HV10, quando sem tratamento térmico, para 317 HV10 e 304 HV10 a 500 e 550°C, respectivamente, decorrente do revenimento da martensita.

A elevação significativa da tenacidade somente ocorreu após TTAT 600°C/4 horas, com as superfícies de fratura apresentando um aspecto grosseiro, mostrando faces predominantemente de clivagem, bem como algumas regiões de fratura com deformação plástica (figuras 37 e 38).

Os corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 73s$, constituídos de ferrita pró-eutetóide e ferrita com MAC (figura 39), apresentaram uma tenacidade inferior aos corpos de prova martensíticos em todas as situações (tabela 5 e figura 34). As superfícies de fratura

ra apresentaram faces predominantemente de clivagem (figuras 40 e 41) e, da mesma forma, só após 600°C/4 horas ocorreu um aumento significativo de tenacidade.

A análise de microscopia eletrônica de transmissão revelou a presença de Nb (C, N) na amostra martensítica, $\Delta t_{8/5} = 2s$, conforme mostra a figura 42. Os precipitados guardam com a matriz ferrítica as seguintes relações cristalográficas: $(100) \alpha // (110) MC$, $\langle 100 \rangle \alpha // \langle 100 \rangle MC$.

A elevação da tenacidade para TTAT 600°C/4 horas foi decorrente do revenimento da martensita e do coalescimento dos precipitados de Nb (C, N). O TTAT a 500 e 550°C/4 horas, apesar do revenimento e coalescimento dos precipitados, como sugere a queda de dureza (figura 36), não melhorou a tenacidade devido à fragilidade de revenido.

As amostras constituídas de ferrita com MAC, $\Delta t_{8/5} = 73s$, revelaram igualmente precipitados de Nb (C, N) e apresentaram tenacidade inferior às amostras martensíticas em todas as situações. Apesar do possível coalescimento dos precipitados nos TTAT a 500 e 550°C, não se observou variação significativa na tenacidade nestas temperaturas (figura 34). Somente no TTAT a 600°C/4 horas ocorreu um aumento na tenacidade, possivelmente em função de um coalescimento mais efetivo dos precipitados de Nb (C, N) e esferoidização da cementita da estrutura de ferrita com MAC.

A martensita apresentou tenacidade superior à ferrita com MAC mesmo na condição sem tratamento (figura 34). Na análise das fraturas percebe-se a maior presença de deformação plástica nas fraturas da martensita (figura 35), o que elevaria a energia necessária à fratura, comparativamente às fraturas da ferrita com MAC (figura 40).

Brenner et al⁽¹⁰⁾ observaram o mesmo comportamento em um aço WSt E 36 ao Nb. Para a estrutura martensítica, sem tratamento, $\Delta t_{8/5} = 10s$, verificaram uma tenacidade de 20 - 25 J/cm² à temperatura ambiente, fratura mixta de clivagem e dútil. Para "constituintes lamelares", $\Delta t_{8/5} = 50$ e 100s, similares à ferrita com MAC, observaram uma tenacidade em torno de 10J/cm² fratura inteiramente de clivagem.

Os ensaios Charpy realizados a 0°C apresentaram alguma dispersão nos resultados (tabelas 4 e 5), a qual atribui-se à zona de transição dútil-frágil,

4.1.1 - Fragilidade de revenido

A baixa tenacidade observada nos corpos de prova martensíticos, $\Delta t_{8/5} = 2s$, comparativamente ao MB, após TTAT a 500 e 550°C, apresentando uma mudança de superfície de fratura predominantemente de clivagem para predominantemente intercrystalina (figuras 43 e 44) demonstra que o aço WSt E 36 ao Nb é suscetível à fragilidade de revenido nessa faixa de temperatura.

A fragilidade de revenido ocorre nos aços quando estes são aquecidos na faixa de temperaturas entre 350 - 550°C^(29,38). Este fenômeno é causado pela presença de elementos como P, Sb, Sn e As e pela presença de Mn, Cr, Ni e Si^(29, 38), os quais aumentam o nível de fragilização conforme discutido anteriormente.

Os materiais fragilizados, quando submetidos a ensaios de impacto, apresentam superfícies de fratura intercrystalinas, ou seja, a propagação da fratura ao longo dos contornos de

grãos da austenita primária e baixos níveis de tenacidade.

Esta fragilização no aço é eliminada por TTAT em temperaturas superiores às aquelas situadas dentro da faixa crítica, 350 - 550°C, como pode ser comprovado pela elevação da tenacidade dos corpos de prova submetidos a TTAT 600°C/4 horas, nos quais não se observou fratura intercrystalina.

Os corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 73s$ não mostraram suscetibilidade a este tipo de fragilização, apresentando fraturas predominantemente de clivagem em todas as situações.

4.2 - Avaliação da Tenacidade na ZAC Real

A ZAC da solda multipasses (figura 45) apresenta-se com duas microestruturas distintas; uma não alterada pelos sucessivos passes de solda (figuras 46 e 47), geralmente a ZAC dos passes próximos a superfície da chapa, e outra submetida aos efeitos do passe de solda subsequente (figuras 48 e 49), com alterações na microestrutura e no tamanho de grão. A ZAC grosseira (não alterada) apresenta uma estrutura de ferrita pró-eutetóide e ferrita com MAC, tamanho de grão da austenita original ASTM nº 6 a 8, a ZAC refinada é constituída de ferrita e perlita, tamanho de grão ferrítico ASTM nº 10 a 12.

Os valores de tenacidade obtidos na ZAC foram superiores aos valores encontrados para o metal base, conforme mostram as tabelas 6 a 8 e a figura 50. A localização do entalhe do corpo de prova Charpy sobre uma ZAC predominantemente de fina granulometria, conforme se observa nas figuras 51 e 52, e uma microes-

trutura isenta de constituintes frágeis, contribuíram decisivamente para a boa tenacidade observada na ZAC. A dispersão observada nos resultados dos ensaios Charpy realizados nas temperaturas de -20 e -40°C (Tabelas 6 a 8) é consequência da zona de transição dútil/frágil, que ocorre nessa faixa de temperaturas, como mostra a figura 50, e da variação do caminho de propagação da trinca.

A propagação da fratura do corpo de prova Charpy ocorreu ao longo da ZAC refinada e da solda, igualmente refinada (figura 53). Além disso, verificou-se que a taxa de resfriamento $\Delta t_{8/5}$, estimada entre 16 - 24s⁽³⁷⁾, situou-se dentro da faixa de taxas de resfriamento que conduzem a bons valores de tenacidade, conforme outros resultados da literatura consultada (figuras 16, 18 e 20).

O TTAT a que foi submetido o material não acarretou em alterações significativas nos valores de tenacidade da ZAC, comparativamente à condição como soldada, (figura 50). O efeito prejudicial à tenacidade de uma eventual precipitação de Nb (C, N), devido ao reaquecimento pelos passes de solda subseqüentes ou ao TTAT, não foi observado.

O relatório 130/85 da CNEN⁽³⁹⁾ apresenta um estudo da tenacidade do aço WSt E 36 ao Nb, 0,19% C, 1,5% Mn, 0,032% Nb, espessura da chapa 44 mm, soldada a arco submerso com os mesmos parâmetros utilizados para a solda analisada neste trabalho, porém, com chanfro meio V - 45° , permitindo maior facilidade de localização do entalhe Charpy sobre a ZAC. Esta apresentou uma microestrutura de bainita superior e os resultados encontrados na condição como soldada e após TTAT $530^{\circ}\text{C}/1$ hora foram de 77 J e 85 J, respectivamente, em ensaios a 0°C . Nesta temperatura o metal base apre-

sentou uma tenacidade de 127 J (transv.).

Brenner et al⁽¹⁰⁾, para um aço WSt E 36 ao Nb, solda executada por processo a arco submerso, $\Delta t_{8/5} = 100s$, obtiveram baixos valores de tenacidade na ZAC, em torno de 18 - 20 J à temperatura ambiente. A tenacidade elevou-se para a faixa de 25 J somente após um TTAT de 600°C/10 horas.

Dentro de condições adequadas de soldagem, bons valores de tenacidade na ZAC de aços microligados têm sido encontrados, conforme se verifica na figura 20. Estes aços têm sido usados com sucesso, particularmente o WSt E 36 ao Nb, em diferentes construções soldadas, vasos, navios⁽¹³⁾, no entanto, são necessárias condições de soldagem que conduzam a taxas de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ entre 10 e 30s, a julgar pelos valores de tenacidade apresentados na literatura^(1, 10, 13) e pelos resultados aqui obtidos.

4.3 - ZAC Simulada X ZAC Real

A ZAC simulada apresentou tenacidade inferior à ZAC real por três motivos: a) granulometria mais grosseira, b) microestruturas diferentes devido à taxas de resfriamento críticas e, c) pelo aspecto da região sobre a qual está localizado o entalhe dos corpos de prova Charpy. Na ZAC simulada tem-se uma microestrutura uniforme no corpo de prova, o que permite a fácil localização do entalhe e a propagação da fratura ocorre sempre na mesma microestrutura. Por outro lado, na ZAC real tem-se uma estreita faixa de microestrutura grosseira ($\lambda < 0,5$ mm), a qual é envolvida por microestruturas mais dúteis que se deformam e influem na avaliação

da tenacidade⁽⁴⁰⁾.

Em outras palavras, o entalhe está posicionado sobre uma região não homogênea e a propagação da fratura ocorre através de diversas microestruturas que irão influenciar no valor final da tenacidade.

Embora não se possa fazer uma comparação direta da ZAC simulada com a ZAC real, em função dos diferentes $\Delta t_{8/5}$ obtidos, a ZAC simulada permitiu o estudo de situações críticas, as quais fornecem informações úteis que podem ser utilizadas para planejar um correto procedimento de soldagem.

4.4 - Ensaaios de Tração

Os resultados dos ensaios de tração do metal base a temperatura ambiente e a 145°C são apresentados nas tabelas 9 e 10, respectivamente. Os ensaios a 145°C foram efetuados para atender ao requisito da especificação RE - L 1134⁽³⁴⁾, visto que o aço WSt E 36 ao Nb fabricado pela USIMINAS é cotado como um dos materiais a ser utilizado na construção do vaso de contenção de Angra III.

Os ensaios de tração da junta soldada a temperatura ambiente, com e sem TTAT, são apresentados na tabela 11. Em ambas situações, a ruptura ocorreu na solda. A microestrutura dos corpos de prova de tração da solda (cordões externos) mostrou FP e FS (figura 54), microconstituintes de baixa resistência mecânica.

O aumento da resistência da solda pode ser obtido através da utilização de metal de adição de adequada composição química e de procedimentos de soldagem que favoreçam a formação de mi

croconstituintes com boas propriedades mecânicas, como FA⁽⁴¹⁾. A utilização de uma combinação arame/fluxo com maior teor de Mn, o qual favorece a formação de FA⁽⁴¹⁾, seria recomendável.

Nos cordões de solda internos observou-se uma microestrutura constituída de FP e FA (figura 55). Neste caso, a presença de FA é consequência de uma maior diluição, favorecendo o aumento do teor de Mn e Nb na solda. As velocidades de resfriamento mais elevadas nos cordões de solda internos também podem ter contribuído para a presença de FA.

4.5 - Dureza

A dureza do metal base, ZAC e solda foi medida em dois locais, a 5 mm da superfície da chapa e no centro da mesma. O perfil de dureza obtido, como soldado e após TTAT a 600°C/4 horas, está registrado na figura 56.

O procedimento de soldagem adotado, com $\Delta t_{8/5}$ estimado entre 16 e 24s⁽³⁷⁾, impediu o surgimento de martensita na ZAC real (figuras 46 - 49) e, por consequência, de níveis elevados de dureza. A diminuição nos níveis de dureza da ZAC, após TTAT, nos leva a concluir que, para a temperatura e tempo adotados, não ocorreu o endurecimento por precipitação de Nb (C, N).

Os corpos de prova para ensaios de impacto Charpy e relaxação, submetidos a STS, tem seus valores de dureza registrados nas tabelas 12 e 13. A figura 36 apresenta graficamente os

valores da tabela 12.

Para $\Delta t_{8/5} = 2s$ (tabelas 12 e 13), os valores de dureza estão na faixa de 442 - 452 HV10, para $\Delta t_{8/5} = 5s$ situam-se em torno de 440 HV10 (tabela 13). Em ambos casos tem-se uma microestrutura martensítica (figura 33). Para os corpos de prova Charpy (tabela 12) ocorreu uma redução de dureza em todas as temperaturas de TTAT, chegando a 274 HV10 a 600°C, decorrente do revenimento da estrutura martensítica.

Para $\Delta t_{8/5} = 60s$, os corpos de prova de relaxação, microestrutura de ferrita pró-eutetóide/ferrita com MAC (figura 57), tamanho de grão da austenita original ASTM nº 3/4, a dureza situou-se em torno de 220 HV10 (tabela 13).

Para $\Delta t_{8/5} = 73s$, corpos de prova para ensaios Charpy (tabela 12), microestrutura de ferrita pró-eutetóide / ferrita com MAC (figura 39), tamanho de grão da austenita original ASTM nº 5/6, a dureza situou-se também em torno de 220 HV10, ocorrendo uma redução para 206 HV10 após TTAT a 600°C/4 horas.

4.6 - Avaliação da Suscetibilidade a Trincas de Reaquecimento Através de Ensaios de Relaxação

Os resultados dos ensaios de relaxação a 550 e 600°C encontram-se nas tabelas 14 e 15, respectivamente. Nos ensaios a 600°C utilizaram-se dois procedimentos para o aquecimento dos corpos de prova de relaxação; com carga, um ensaio em condições mais severas, e sem carga, um ensaio baseado na experiência

de Murray⁽²⁸⁾.

Nos ensaios a 600°C, $f = 0,8$, carga aplicada após 60 minutos de permanência do corpo de prova à temperatura de ensaio, não se observaram fraturas. Os corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 2s$, martensíticos (figura 33), e com $\Delta t_{8/5} = 60s$, ferrita pró-eutetóide/ferrita com MAC (figura 57), suportaram a relaxação das tensões até 50% da carga inicial, quando, então, o ensaio era concluído.

A elevação do coeficiente de tensão, f , até 1,2, mantendo as demais condições de ensaio inalteradas, também não levou os corpos de prova à fratura.

Desta forma, segundo os critérios de Murray, o aço WSt E 36 ao Nb não é suscetível à trincas de reaquecimento, mesmo quando da elevação do coeficiente de tensão, f , até 1,2.

Os corpos de prova martensíticos, $\Delta t_{8/5} = 2s$ e $5s$, no entanto, fraturaram quando submetidos às condições mais severas de ensaio, $f = 1,2$ e aquecimento com carga. As fraturas dos corpos de prova n°s 17 e 18 (tabela 15) ocorreram durante o aquecimento para a temperatura de ensaio, em torno de 580°C. A fratura no corpo de prova n° 12 (tabela 14) ocorreu após 137 minutos de ensaio na temperatura de 550°C. Por outro lado, os corpos de prova com $\Delta t_{8/5} = 60s$, constituídos de ferrita pró-eutetóide e ferrita com MAC, não fraturaram mesmo nessas condições, ocorrendo a relaxação das tensões em ambas temperaturas de ensaio, 550 e 600°C.

A presença de martensita em amostras submetidas a ensaios de relaxação está associada com aumento da suscetibilidade à trincas de reaquecimento^(10, 23, 33). Aqui também observaram-

se as fraturas somente nas amostras martensíticas, comprovando sua fragilidade comparativamente às amostras com ferrita pró-eutetóide e ferrita com MAC, contudo, a simples presença de martensita não é condição suficiente para a ocorrência de trincas, devendo ocorrer uma conjugação de fatores, como por exemplo, precipitação de carbonetos e nível elevado de tensões residuais.

Os ensaios a 600°C mostraram que a relaxação é facilitada nessa temperatura, com tempos para a redução de até 50% da tensão inicial inferiores aos tempos obtidos nos ensaios a 550°C. Nesta temperatura, em ensaios de relaxação de até 420 min., não se conseguiu a redução da tensão para 50% do valor inicial, observando-se que a partir de um tempo de relaxação em torno de 180 minutos, a queda no valor da tensão é muito pequena, tendendo a uma relativa estabilidade (figura 58), devido à menor ativação dos mecanismos de fluência naquela temperatura.

Os ensaios dos CP nº 42 e 43 foram interrompidos arbitrariamente com 180 min de ensaio e cargas equivalentes a 72 e 75% da carga inicial. Para não gerar dúvidas sobre a ainda possível ocorrência de uma trinca de reaquecimento foram, então, realizados os ensaios dos CP nºs 28 e 30, já com uma carga mais elevada e prolongado período de relaxação.

4.6.1 - Efeito da precipitação de Nb (C, N)

A precipitação de carbonetos de Nb (C, N) na amostra com $\Delta t_{8/5} = 2s$ (figura 42) pode ter contribuído para provocar as fraturas observadas nos corpos de prova nº 12, 17 e 18.

Nos ensaios de relaxação cuja aplicação da carga

ocorreu após 60 min de permanência do corpo de prova na temperatura de ensaio, ou seja, após o tempo de aquecimento de 105 min, mais 60 min a 600°C, provavelmente ocorreu um coalescimento dos precipitados. Este coalescimento, embora menos efetivo que o coalescimento ocorrido para um tempo de 240 min a 600°C (figura 59), pode ter sido suficiente para, juntamente com o revenimento da estrutura martensítica, favorecer uma relaxação mais homogênea das tensões por todo o grão, evitando sua deformação concentrada preferencialmente sobre a região dos contornos de grão e, conseqüentemente, a fratura.

Nos ensaios em que os corpos de prova foram aquecidos com carga, o período de tempo de aquecimento, 105 min, não deve ter sido suficiente para promover o coalescimento dos precipitados, nem um revenimento eficaz da estrutura martensítica. Desta forma, a maior resistência do interior do grão, devido à precipitação de Nb (C, N) e à martensita não revenida, induziu a uma concentração das tensões sobre a região dos contornos de grão, favorecendo a fratura intercrystalina.

A existência dos precipitados de Nb (C, N) nas amostras resfriadas com $\Delta t_{8/5} = 2s$ é, provavelmente, conseqüência da não dissolução completa dos precipitados durante a STS do que uma reprecipitação durante o resfriamento. Weatherly^(apud 6), para $\Delta t_{8/5} = 39s$, observou precipitados de Nb (C, N) que não se dissolveram durante a STS e somente para $\Delta t_{8/5} > 80s$ foram detectados finos precipitados, 40 - 50Å, formados no resfriamento.

4.6.2 - Efeito da segregação de impurezas nos contornos de grãos

Os corpos de prova que fraturaram durante os ensaios de relaxação apresentaram superfícies de fratura predominantemente intercristalinas, conforme se observa nas figuras 60-61, obtidas no MEV. A figura 62, obtida no microscópio ótico, mostrou, da mesma forma, o caminho intercristalino da fratura, ou seja, ao longo dos contornos de grãos da austenita original.

A análise das superfícies de fratura revelou também a existência de uma pequena região dútil, conforme as figuras 63 e 64. Esta região dútil contém inclusões, as quais podem ser observadas mais claramente na figura 65, e a análise destas inclusões através de uma microsonda, forneceu o seguinte resultado: 13,30% Al, 33,59% S, 30,55% Ca e 10,38% Mn. Observou-se também a presença de algumas inclusões sobre as superfícies lisas dos contornos de grãos (figuras 66 a 68).

As superfícies de fratura observadas em materiais submetidos a testes diversos com o objetivo de se verificar a suscetibilidade à trincas de reaquecimento apresentam-se de duas formas:

a) Fratura intercristalina com micro-dimples

Podem surgir em consequência da concentração das deformações plásticas de fluência sobre uma zona isenta de precipitados, a qual se forma ao longo dos contornos de grãos da austenita original^(10,22). As fraturas deste tipo, Hornbogen e Kreye⁽²²⁾ denominaram de "fraturas pseudo-inter

cristalinas". A presença de micro-dimples também pode ser consequência da aplicação de baixas tensões (90 N/mm^2) e longos tempos de ensaio até a ruptura, como 50 horas, em ensaios de fluência⁽²⁵⁾. Por último, os micro-dimples podem surgir sobre as superfícies dos contornos de grãos menos solicitados, que mantenham uma inclinação de 45° com a direção da tensão principal, e que o interior dos grãos (não muito grosseiros) esteja pouco endurecido por precipitação⁽²⁷⁾.

b) Fratura intercristalina lisa

As superfícies de fratura apresentam-se isentas de micro-dimples e podem surgir em consequência da segregação de elementos residuais, como P, Sn, Sb e As, nos contornos de grãos da austenita original, reduzindo-lhes a energia coesiva^(10, 2, 26). Esta morfologia de fratura também pode ser consequência da aplicação de altas tensões (160 N/mm^2), e curtos tempos de ensaio até a ruptura, como 4 - 5 horas, em ensaios de fluência⁽²⁵⁾. Por último, superfícies de fratura lisas podem ser observadas em contornos de grãos solicitados ao extremo, que mantenham uma orientação de 90° com a direção da tensão principal, e que o interior dos grãos (grosseiros) esteja endurecido por precipitação⁽²⁷⁾.

A segregação de impurezas nos contornos de grãos

é conhecida como fragilidade de revenido (sub-capítulo 4.1.1) e sua existência não pode ser aqui comprovada, no entanto, a morfologia das fraturas faz crer que, juntamente com as altas tensões aplicadas e a precipitação de Nb (C, N), a fragilidade de revenido foi uma das causas das fraturas observadas nos corpos de prova nºs 12, 17 e 18.

A segregação de impurezas teria como uma de suas características um ataque mais intenso dos contornos de grãos das amostras preparadas para exame metalográfico^(25, 29). No ataque com Nital 2%, percebe-se que as amostras dos corpos de prova fraturados na relaxação (figuras 69-70) apresentaram alguns contornos de grãos mais atacados do que as amostras do material não submetido a ensaios de relaxação (figura 71).

A fragilidade de revenido também pode ser percebida em corpos de prova submetidos a ensaios de tração a temperatura de 600°C e a temperatura ambiente, após o encerramento do ensaio de relaxação. Os corpos de prova nºs 10 e 11 (tabela 15) em ensaio de tração a 600°C apresentaram fraturas intercristalinas lisas, com limite de resistência de 330 e 450 N/mm², respectivamente. Da mesma forma, o corpo de prova nº 1 (tabela 15), submetido a ensaio de relaxação e posteriormente tracionado a temperatura ambiente, apresentou uma ruptura com superfície de fratura intercristalina lisa (figura 72).

Se nos corpos de prova de relaxação existirem zonas isentas de precipitação e se for correta a afirmação de Brenner et al⁽¹⁰⁾ de que em ensaios de tração a temperatura ambiente aquelas zonas encruam e o material se deforma homogeneamente, por que, então, o corpo de prova nº 1 rompeu de forma intercrista

lina? A fratura intercristalina a temperatura ambiente se explica pela fragilização intercristalina causada pela segregação de elementos residuais. Tanto é verdade este fato que um corpo de prova não submetido a ensaio de relaxação, ou seja, não foi submetido a um aquecimento lento ou mantido dentro da faixa de temperaturas onde a segregação de elementos residuais ocorre, e tracionado a temperatura ambiente, fraturou de forma transcristalina, conforme figura 73. A conjugação dos resultados acima descritos deixa claro a existência de um fenômeno de fragilidade de revenido, o qual é uma das causas das fraturas observadas nos ensaios de relaxação.

Finalmente, deve-se observar que em estruturas soldadas as tensões residuais podem chegar ao nível do limite de escoamento do material base, o qual, à temperatura ambiente, é de 420 N/mm². À temperatura de ensaio de 600°C, o limite de escoamento do aço WSt E 36 ao Nb é de 130 N/mm² ($\sigma_{0,2\%}$) e, portanto, tensões residuais desse nível podem ser esperadas. Nos ensaios a 600°C, as tensões aplicadas foram da ordem de 177,220 e 264 N/mm², inferiores ao limite de escoamento à temperatura ambiente, porém, superiores em 32, 64 e 97%, respectivamente, ao $\sigma_{0,2\%}$ do metal base naquela temperatura. Assim sendo, as fraturas observadas a 600°C ocorreram para níveis muito elevados de tensões, os quais dificilmente ocorrerão quando uma estrutura soldada for submetida a TTAT ou trabalho a quente nessa faixa de temperatura.

V - CONCLUSÕES

1 - As amostras obtidas através de STS, com temperaturas de pico entre 1260/1310°C e submetidas às condições críticas de resfriamento, apresentaram baixa tenacidade, tanto para $\Delta t_{8/5} = 2$ s (martensita) como para $\Delta t_{8/5} = 73$ s (ferrita com MAC). A martensita revelou tenacidade superior à ferrita com MAC.

2 - A tenacidade das amostras com $\Delta t_{8/5} = 2$ s e 73 s não foi alterada pelo TTAT a 500 e 550°C. Nestas temperaturas a martensita apresentou fragilidade de revenido, caracterizada por superfícies de fratura intergranulares. O aumento de tenacidade somente ocorreu para TTAT 600°C/4 horas.

3 - A ZAC real da solda multipasses a arco submerso apresentou tenacidade superior ao metal base. O TTAT 600°C/4 horas manteve a tenacidade praticamente inalterada.

4 - O aço WSt E 36 ao Nb, considerando o critério de Murray, não é suscetível à trincas de reaquecimento. Somente os corpos de prova martensíticos apresentaram fraturas nos ensaios de relaxação a 550 e 600°C. As fraturas ocorreram em condições muito severas de ensaio e apresentaram superfícies intergranulares isentas de micro-dimples.

BIBLIOGRAFIA

- 1 - KIRKWOOD, P. R. Welding of niobium containing microalloyed steels. Niobium - Proceeding of the International Symposium. Edited by Harry Stuart. November, 1981.
- 2 - MEITZNER, C. F. Stress-relief cracking in steel weldments. WRC Bulletin 211, Nov. 1975.
- 3 - BAUMGARDT, H.; BOER, H. de; HEISTERKAMP, F. Review of microalloyed structural plate metallurgy, alloying, rolling and heat treatment. Niobium - Proceedings of the International Symposium. Edited by Harry Stuart. November, 1981.
- 4 - Niobium Technical Report, NbTR - 04183. Low carbon - manganese-nickel - niobium steel. November, 1983.
- 5 - DeARDO, A. J.; GRAY, J. M.; MEYER, L. Fundamental Metallurgy of niobium in steel. Niobium - Proceedings of the International Symposium. Edited by Harry Stuart. November, 1981.
- 6 - GRAY, J. M. Weldability of niobium containing HSLA steel. Anais do I Congresso Latino-Americano e I Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Setembro, 1975.
- 7 - PERDIGÃO, S. C. A study of the weld heat affected zone of carbon-manganese microalloyed steel. A thesis submitted to the University of Aston in Birmingham for the award of Doctor of Philosophy. June, 1980.
- 8 - SIGNES, E. G.; BAKER, J. C. Effect of columbium and vanadium on the weldability of HSLA steels. Welding Research Supplement, June, 1979, Vol. 58.

- 9 - SAWHILL, Jr, J. M.; BOUSSEL, P.; MORROW, J. W. Heat -affected zone toughness of high heat input HSLA welds. Welding of HSLA structural steels. Rome, Italy. Nov., 1976.
- 10 - BRENNER, B.; KREYE, H.; BAUMGARDT, D. Versprödungserscheinungen in mikrolegierten Stählen und deren Einfluss auf das Schweissverhalten unter extremen Bedingungen.
- 11 - CARVALHO, M. Influência do Nb nas propriedades mecânicas e microestruturais das zonas fundidas e afetada pelo calor, de juntas de aço soldado por eletrogás. Tese submetida ao corpo docente da coordenação de programas de pós-graduação de engenharia da UFRJ, para obtenção do Grau de Mestre em Ciências (M. Sc) - RJ - Brasil. Março, 1978.
- 12 - DOLBY, R. E. The effect of niobium on the HAZ toughness of high heat input welds in C/Mn steels. Welding of HSLA structural steels. Rome, Italy. Nov., 1976.
- 13 - THAULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, Å.; NAESS, D. J. Heat affected zone toughness of a low carbon microalloyed steel. Metal Construction, February, 1985. Vol. 17.
- 14 - STOUT, R. D. An interpretative summary by the rapporteur "Weldability of Microalloyed Steels". Microalloying 75.
- 15 - HART, P.; DOLBY, R. E.; BAILEY, N.; WIDGERY, D. J. The weldability of microalloyed steels. Microalloying 75.
- 16 - KAAE, J. L.; BAILEY, N. The HAZ toughness of controlled-rolled, Nb treated, low C/Mn steels. Metallurgy, August, 1969.
- 17 - STUART, H.; MALCON, J.; HEISTERKAMP, F. Control of toughness in submerged arc weldments of niobium microalloyed structural steels. Niobium Development Program - CBMM-Moscov-URSS, 1978.

- 18 - ENTREKIN, Jr. C. H. Effect of stress relief on microalloyed weld metal impact properties. Supplement to the Welding Journal, August, 1983. Vol. 62.
- 19 - DOC. IIS/IIW - 684 - 81(ex. doc. IX - 1175 - 80) preparado pela IX Comissão "Behaviour of metals subjected to Welding". Review of work on the influence of Nb on the microstructure and toughness of ferritic weld metal. Welding in the world , 1981. Vol. 19, nº 7/8.
- 20 - THOMAS, Jr., R. D. HAZ cracking in thick sections of austenitic stainless steels. Welding Journal, December, 1984. Vol. 63.
- 21 - BONISZEWSKI, T. Metallurgical aspects of reheat cracking of weldments on ferritic steels.
- 22 - HORNBOKEN, E.; KREYE, H. The mechanism of pseudo-intercrystalline brittleness of precipitation - hardened alloys and tempered steels. Journal of Materials Science nº 17 (1982), pp. 979-988.
- 23 - VOUGIOUKAS, P.; FORCH, K.; PIEHL, K. H. Beitrag zur Deutung der Rissempfindlichkeit unterschiedlich legierter Feinkornbaustähle beim spannungsarmglühen nach dem Schweißen. Stahl u. Eisen 94, Nr. 17, pp. 805-813, August, 1974.
- 24 - VINCKIER, A. A assessment of the susceptibility of reheat cracking of pressure vessel steels. Reprinted from "Latijdschrift - Revue de la Soudure", 1973.
- 25 - KUSSMAUSL, K.; EWALD, J.; BLIND, D. Investigations methods for the detection and study of stress - relief cracking. Applied Science Publishers Ltd, England, pp. 159-180, 1977.

- 26 - HIPPSLEY, C. A.; KNOTT, J. F. and EDWARDS, B. C. A study of stress relief cracking in 2,25 Cr - 1 Mo steel - I. The effects of P segregation. Acta Metallurgica, vol. 28, pp 869 to 885. 1980.
- 27 - TENCKHOFF, E. Zur Ursache der Rissbildung beim Spannungsarmglühen (stress relief cracking) in Wärmeeinflusszonen Niedrileggierter Feinkornbaustähle. Journal of Nuclear Materials, pp. 239-256, vol. 82, n° 2, July, 1979.
- 28 - MURRAY, J. D. Stress-relief cracking in carbon and low alloy steels. British Welding Journal, pp. 447-456, August, 1967.
- 29 - LESLIE, W. C. The physical metallurgy of steels. 1981. Mc Graw-Hill Book Company.
- 30 - CANONICO, D. A. Significance of reheat cracks to the integrity of pressure vessels for light water reactors. Supplement to the Welding Journal, May, 1979. Vol. 58.
- 31 - DOLBY, R. E.; SAUNDERS, G. C. Underclad cracking in nuclear vessel steel. Metal Construction, December, 1977.
- 32 - KUSSMAUL, K.; EWALD, J. Assessment of toughness and cracking in the heat affected zone of light water reactor components. University of Stuttgart, Germany.
- 33 - PIEHL, K. H. Verhalten der Druckbehälterstähle beim Schweißen Stahl u. Eisen 93, Nr. k3, pp. 568-577, Juni, 1973.
- 34 - Especificação RE-L 1134 para as centrais nucleares de Angra II e III. Kraftwerk Union Aktiengesellschaft.
- 35 - The Welding Institute - IIW - Referência C14-83 - Metallography of heat affected zones in carbon - manganese steels.

- 36 - IIW Doc. N° IX-1377-85 (IXJ - 102 - 85). Guidelines for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope.
- 37 - ADAMS, Jr. C. M. Welding Handbook. AWS. Vol. 1, 1976.
- 38 - DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica, 2^a edição, 1981. Editora Guanabara Koogan S. A., RJ.
- 39 - PINTO, M.; TRINDADE, M. Estudo sobre o comportamento estrutural do aço WSt E 36 N. Comissão Nacional de Energia Nuclear, Departamento de Reatores. Relatório n° 130/85. Maio, 1985.
- 40 - SCHMIDTMANN, E. Einfluss des Gefügebraufbaus auf die Zähigkeitseigenschaften der Wärmeeinflusszone von Schweissverbindungen der hochfesten Feinkornbaustähle St E 36 und St E 47. Stahl u. Eisen 99, Nr. 3, pp. 106-112, February 1979.
- 41 - EVANS, G, M. Factors affecting the microstructure and properties of C - Mn all - Weld - metal deposits. III Document II - A - 432 - 77.

TABELAS

Tabela 1 - Composição química* do aço WSt E 36 ao Nb.

%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cu	%Nb	%P,S,N
0,13	1,44	0,34	0,10	0,17	0,025	<0,02

* em peso

Tabela 2 - Parâmetros de soldagem utilizados.

PARÂMETROS	ELETRODO REVESTIDO	ARCO SUBMERSO
Tipo	AWS 7018 G	AWS F7A4 EM 12K
Voltagem	25 V	30 V
Corrente	180 A	600 A
Polaridade	CC ⁺	CC ⁺
Veloc. de soldagem	140mm/min	360mm/min
Número de passes	2	29
Aporte de calor	1.9 kJ/mm	2.7 kJ/mm
Pré-aquecimento	150°C	150°C
Interpasse	—	220°C

Tabela 3 - Temperaturas de pico observadas na STS.

CP	$\Delta t_{8/5}$ [s]	TEMPO DE AQUECIM.	T _{PICO} [°C]
RELAXAÇÃO	2 / 5	40 s	1318
	60	60 s	1320
CHARPY	2 / 5	30 s	1313
	73	50 s	1259

Tabela 4 - Resultados de ensaios Charpy a 0 °C para $\Delta t_{8/5}=2s$.

CORPO DE PROVA	$\Delta t_{8/5}$ [s]	TEMPERATURA DE ALÍVIO DAS TENSOES [°C]	ENERGIA [J]	ENERGIA MÉDIA [J]
13	2	sem tratamento	33	34
14			31	
15			39	
1		500	36	38
2			47	
4			30	
5		550	47	41
6			46	
7			29	
A		600	94	74
B			49	
G			106	
H			49	

Tabela 5 - Resultados de ensaios Charpy a 0 °C para $\Delta t_{8/5}=73s$.

CORPO DE PROVA	$\Delta t_{8/5}$ [s]	TEMPERATURA DE ALÍVIO DAS TENSOES [°C]	ENERGIA [J]	ENERGIA MÉDIA [J]
52	73	sem tratamento	23	21
53			21	
56			18	
44		500	33	30
45			30	
46			27	
47		550	22	21
48			19	
49			22	
40		600	51	47
41			33	
42			57	

Tabela 6 - Resultados dos ensaios Charpy do metal base.

CORPO DE PROVA	TEMPERATURA DE ENSAIO [°C]	ENERGIA [J]	ENERGIA MÉDIA [J]
F2.1	-60	6	6
F2.2		5	
F2.3		7	
F2.5	-40	22	21
F2.6		22	
F2.12		18	
F2.9	-20	110	77
F2.10		74	
F2.11		47	
F2.17	0	159	158
F2.18		155	
F2.19		161	
F2.14	20	174	174
F2.15		182	
F2.16		167	
F2.21	40	173	180
F2.22		186	
F2.24		180	

Tabela 7 - Resultados dos ensaios Charpy da ZAC como soldado.

CORPO DE PROVA	TEMPERATURA DE ENSAIO [°C]	ENERGIA [J]	ENERGIA MÉDIA [J]	LOCAL DA FRATURA
F1.2	-60	7	6	
F1.3		8		ZAC
F1.9		4		ZAC
F1.11		5		
F1.4	-40	29	85	ZAC - SOLDA
F1.5		100		
F1.10		125		ZAC - SOLDA
F1.13	-20	133	108	ZAC - SOLDA
F1.14		80		ZAC - SOLDA
F1.16		112		
F1.17	0	180	188	ZAC - SOLDA
F1.18		194		SOLDA
F1.19		190		
F1.6	20	265	259	SOLDA
F1.20		265		
F1.21		247		ZAC - SOLDA
F1.22	40	292	265	
F1.23		292		
F1.8		210		ZAC - SOLDA

Tabela 8 - Resultados de ensaios Charpy da ZAC após TTAT
600°C / 4 horas.

CORPO DE PROVA	TEMPERATURA DE ENSAIO [°C]	ENERGIA [J]	ENERGIA MÉDIA [J]	LOCAL DA FRATURA
A1	-60	6	6	
A2		6		ZAC
A3		6		
A4	-40	47	30	ZAC
A5		22		
A6		22		ZAC
A7	-20	176	138	ZAC - SOLDA
A8		167		
A9		71		ZAC
A10	0	218	227	ZAC - SOLDA
A11		225		
A12		238		ZAC - SOLDA
A13	20	245	254	ZAC
A14		259		
A15		257		ZAC - SOLDA
A16	40	271	283	
A17		289		
A18		289		

Tabela 9 - Resultados dos ensaios de tração do material base a temperatura ambiente.

AMOSTRAS	TENSÃO DE ESCOAMENTO [N/mm ²]	TENSÃO MÁXIMA [N/mm ²]	REDUÇÃO DE ÁREA [%]	ALONGAMENTO [%]
1	404,3	566,6	71,9	35,0
2	413,8	557,0	70,8	28,8

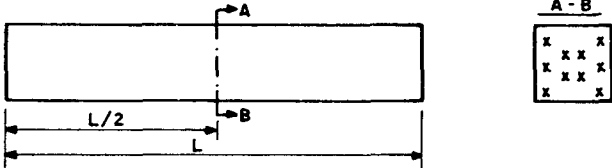
Tabela 10 - Resultados dos ensaios de tração do material base a 145°C.

AMOSTRAS	TENSÃO DE ESCOAMENTO [N/mm ²]	TENSÃO MÁXIMA [N/mm ²]	REDUÇÃO DE ÁREA [%]	ALONGAMENTO [%]
3	375,6	502,9	70,3	30,2
4	353,3	496,6	74,5	28,2

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de tração da solda a temperatura ambiente.

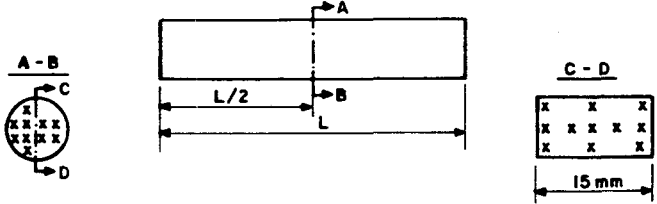
AMOSTRAS	TENSÃO MÁXIMA [N/mm ²]	SITUAÇÃO DO MATERIAL
1	540,0	sem tratamento
2	550,0	
3	550,0	
4	420,0	600°C / 4 horas
5	490,0	
6	420,0	

Tabela 12 - Valores de dureza dos corpos de prova Charpy submetidos a STS.

<div></div>			
CORPO DE PROVA	$\Delta t_{8/5}$ [s]	TRATAMENTO TÉRMICO	DUREZA MÉDIA* [HV 10]
14 / 15	2	s/trat.	444
2 / 4		500°C/ 4 hs	317
5 / 7		550°C/ 4 hs	304
G / H		600°C/ 4 hs	274
52 / 56	73	s/trat.	221
44 / 46		500°C/ 4 hs	229
47 / 48		550°C/ 4 hs	216
42 / 41		600°C/ 4 hs	206

* Média de 10 pontos

Tabela 13 - Valores de dureza dos corpos de prova de relação submetidos a STS.

<div></div>		
$\Delta t_{8/5}$ [s]	DUREZA MÉDIA HV 10*	
	TRANSVERSAL	LONGITUDINAL
2	442	452
5	437	440
60	221	220

*Média de 10 pontos

Tabela 14 - Ensaaios de relaxação a 550°C.

CP	$\Delta t_{8/5}$ [s]	TEMPERATURA DE ENSAIO [°C]	TIPO DE AQUECIMENTO	TEMPO A TEMPERATURA DE ENSAIO [MIN]	f	INTERVALO DE RELAXAÇÃO [N]	TEMPO DE RELAXAÇÃO [MIN]
3	2	550°C	c/carga	Zero	0,8	7640-3820	169
4						7640-4910	180
12	5				1,2	11390-7020	137 (RUPTURA)
13						11390-6720	240*
42	60				0,8	7640-5510	180
43						7640-5790	180
28					1,2	11350-6870	420
30						11350-6320	420

* Interrompido pcr falta de energia

Tabela 15 - Ensaios de relaxação a 600°C

CP	$\Delta t_{8/s}$ (s)	TEMPERATURA DE ENSAIO [°C]	TIPO DE AQUECIMENTO	TEMPO A TEMPERATURA DE ENSAIO [MIN]	f	INTERVALO DE RELAXAÇÃO [N]	TEMPO DE RELAXAÇÃO [MIN]
1	2	600	c/carga	Zero	0,8	6420-3210	47
2							47
19					1,0	7980-3990	18
20							27
17					1,2	9580- —	*
18							*
10	5				0,8	6420-3210	61
11							79
40	60				0,8	6420-3210	141
41							120
25					1,2	9580-4790	74
26							78
5	2		s/carga	60	0,8	6420-3210	45
6							36
8					1,2	9580-4790	21
9							13
44	60				0,8	6420-3210	88
45							170
46		1,2			9580-4790	45	
47						63	

* Ruptura a 580°C, durante o aquecimento.

FIGURAS

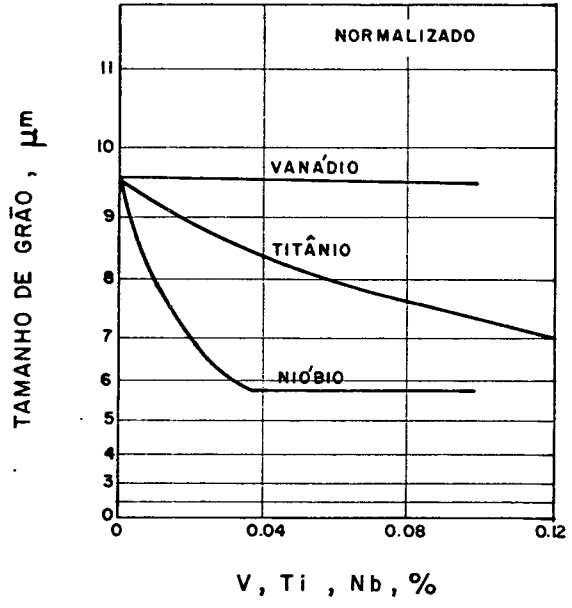


Figura 1 - Efeito do V, Ti e Nb sobre o tamanho de grão⁽³⁾.

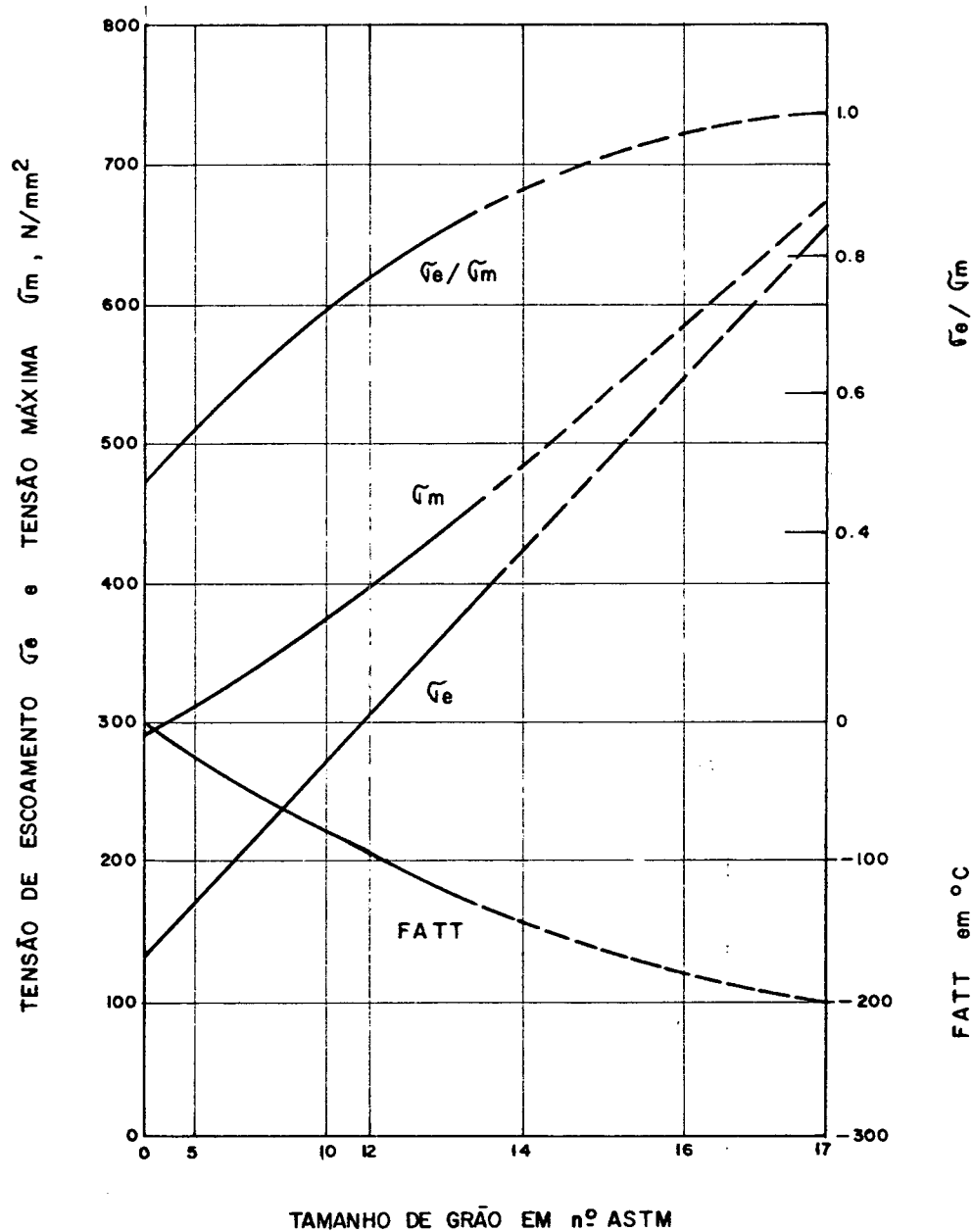


Figura 2 - Tensão de escoamento, máxima e temperatura de transição de aço baixo carbono em função do tamanho de grão⁽⁴⁾.

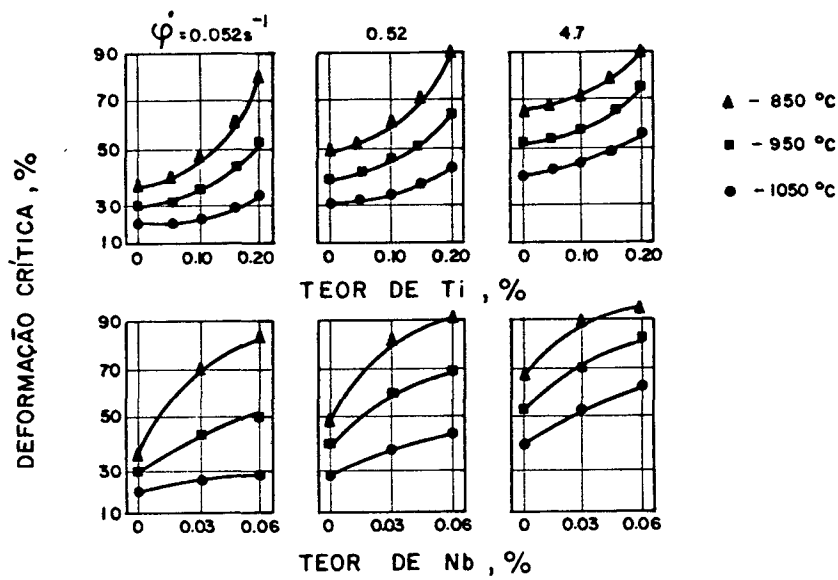


Figura 3 - Influência do Ti e Nb sobre a deformação requerida para trabalho dinâmico para diferentes condições de deformação⁽⁵⁾.

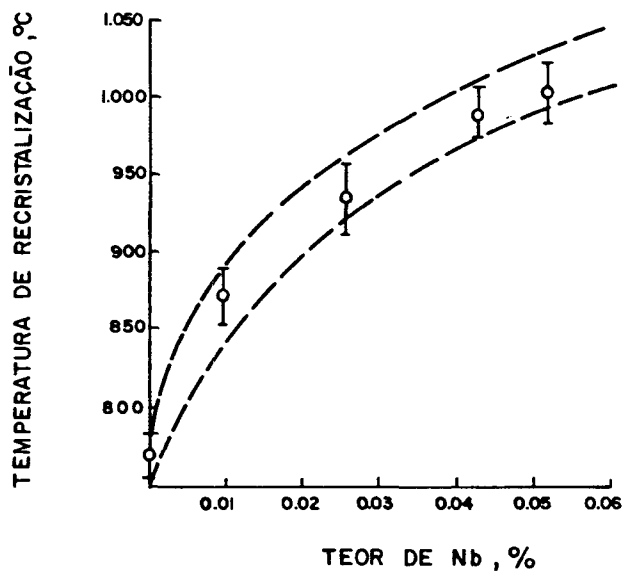
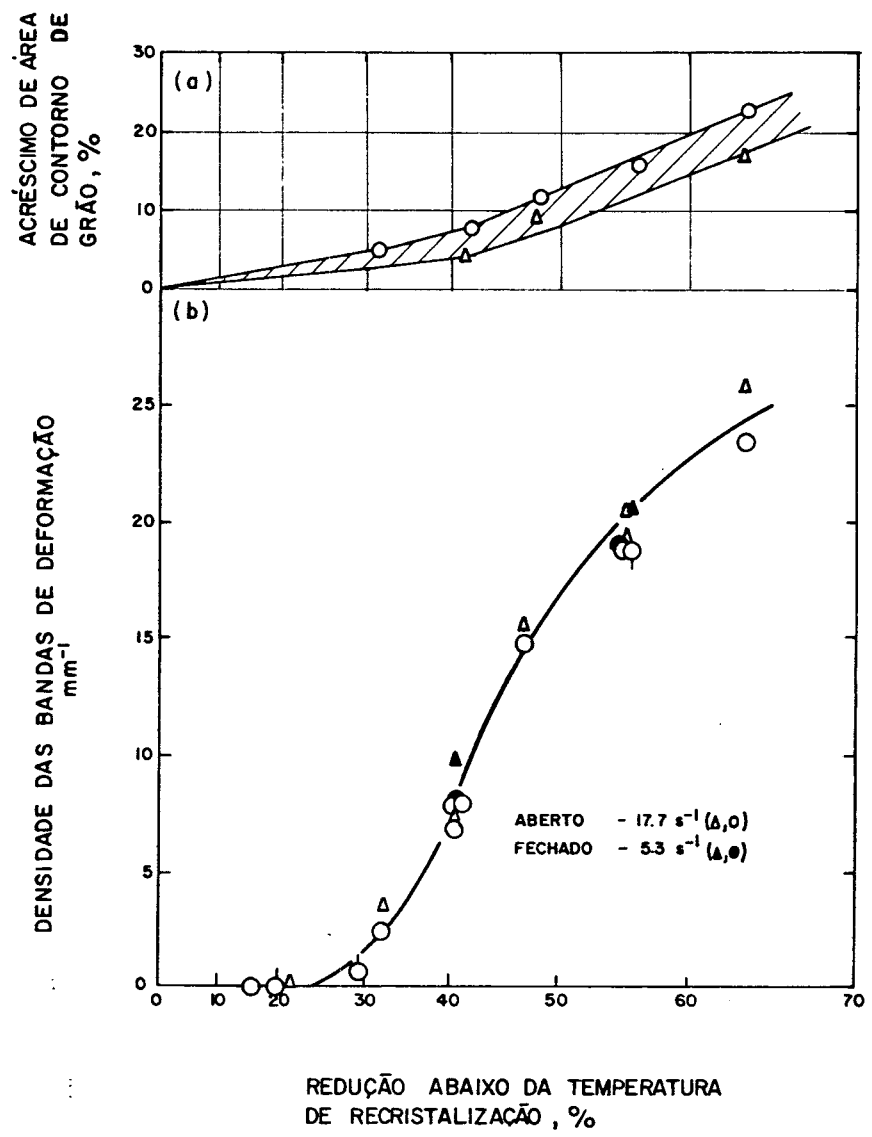


Figura 4 - Influência de teor de Nb sobre a temperatura de recristalização dinâmica da austenita⁽⁵⁾.



TAMANHO DE GRÃO (μm)	TEMPERATURA DE LAMINAÇÃO , °C		
	900	850	800
1.6	○	○	○
4.8	—	Δ	—

Figura 5 - Variação da área de contorno de grão da austenita e introdução de bandas de deformação resultantes da laminação abaixo da temperatura de recrystalização. Neste aço 0,03% Nb o tamanho de grão inicial foi variado através de dois passes de laminação em alta temperatura, após aquecimento a 1250°C⁽⁵⁾.

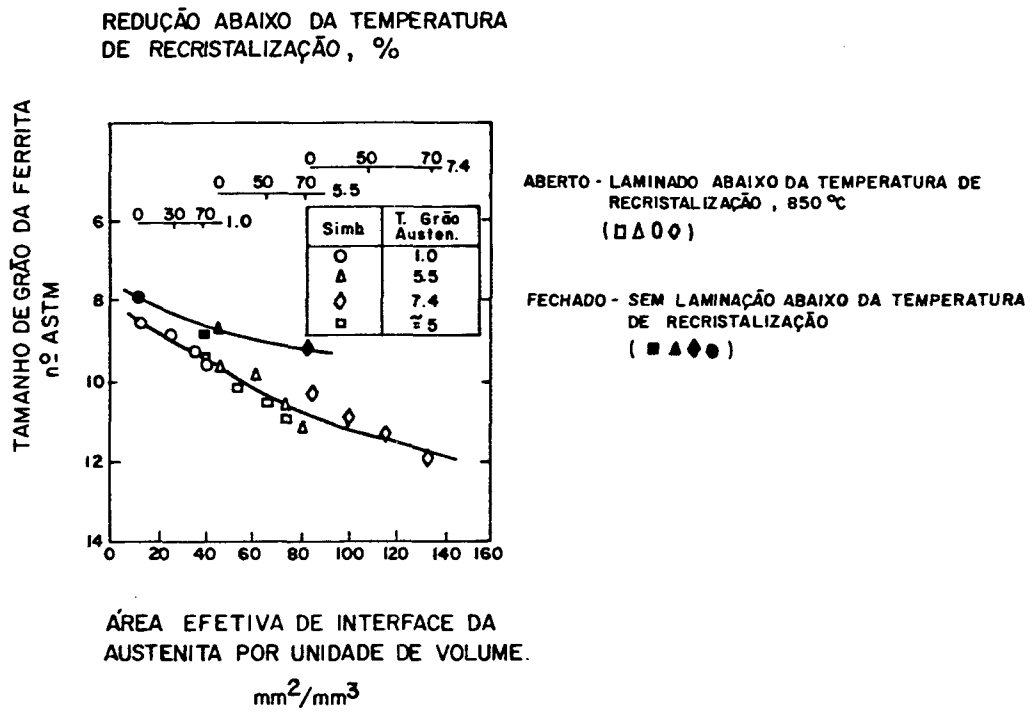


Figura 6 - Variação do tamanho de grão de ferrita com a área in terfacial em aço 0,03% Nb⁽⁵⁾.

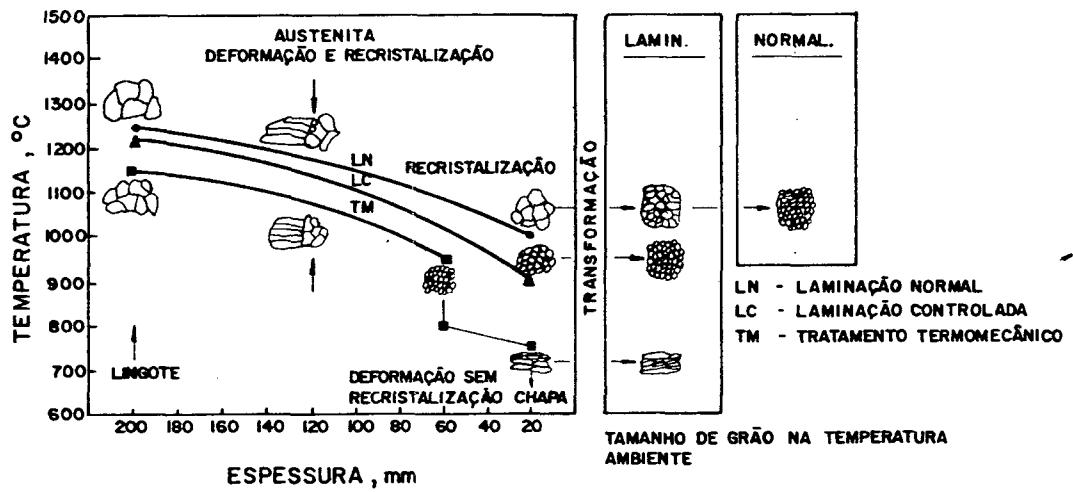


Figura 7 - Mudança no tamanho e forma dos grãos durante lamina- ção⁽³⁾.

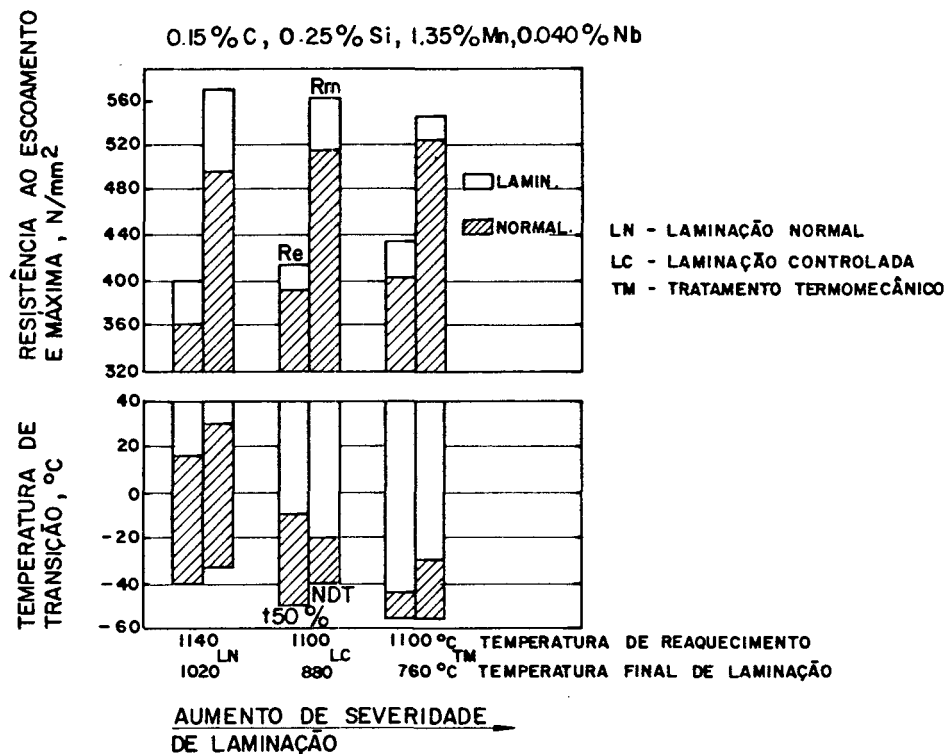


Figura 8 - Correlação entre vários esquemas de laminação, normalização e propriedades mecânicas de chapas de 30 mm do aço StE 355⁽³⁾.

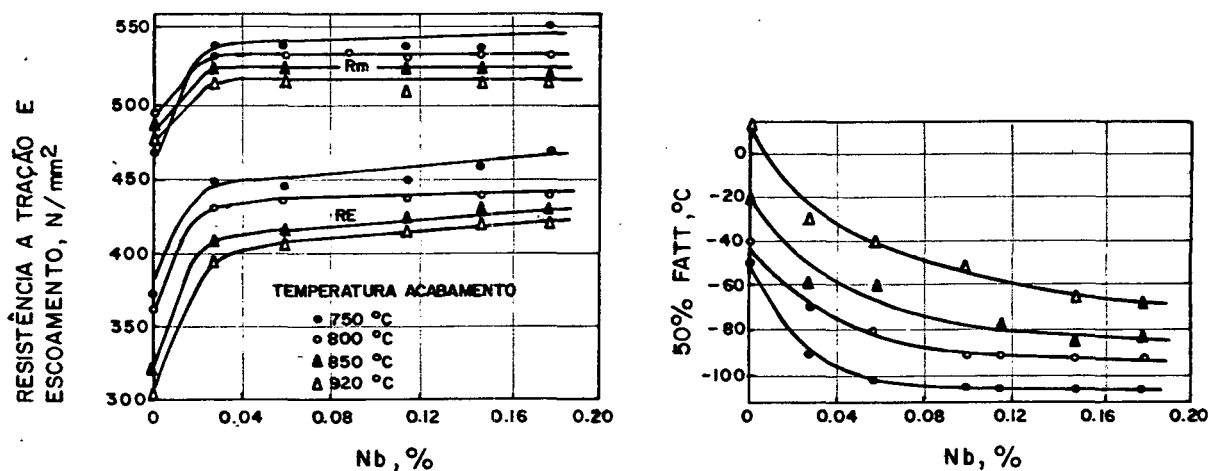


Figura 9 - Correlação entre teor de Nb e condições de laminação sobre as propriedades de chapas de 20 mm.

Composição base: 0,08% C, 0,3% Si, 1,55% Mn⁽³⁾.

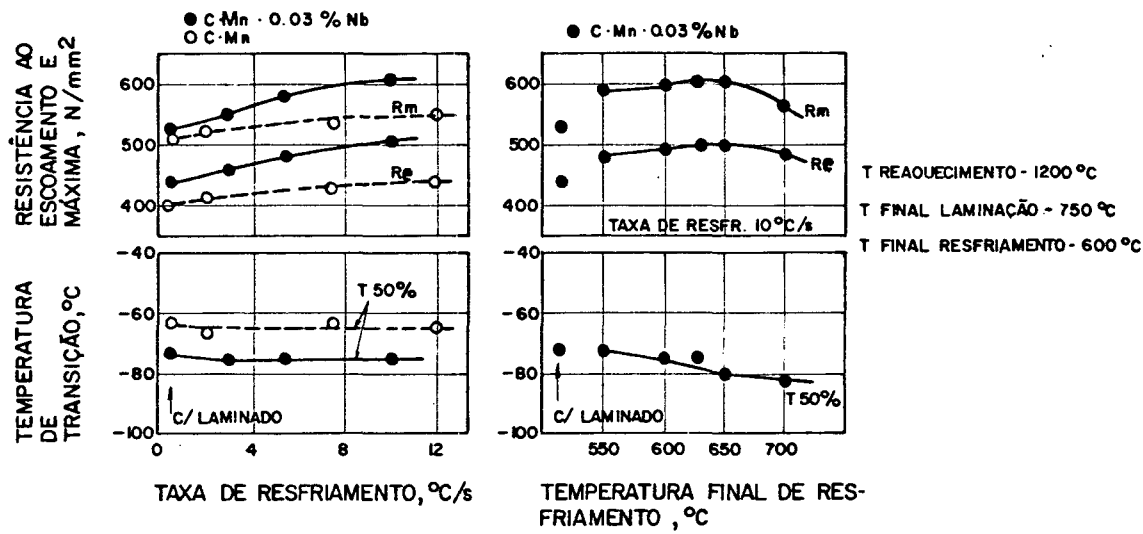


Figura 10 - Influência de condições aceleradas de resfriamento sobre as propriedades de uma chapa de 20 mm. Composição base: 0,12% C, 0,3% Si, 1,3% Mn⁽³⁾.

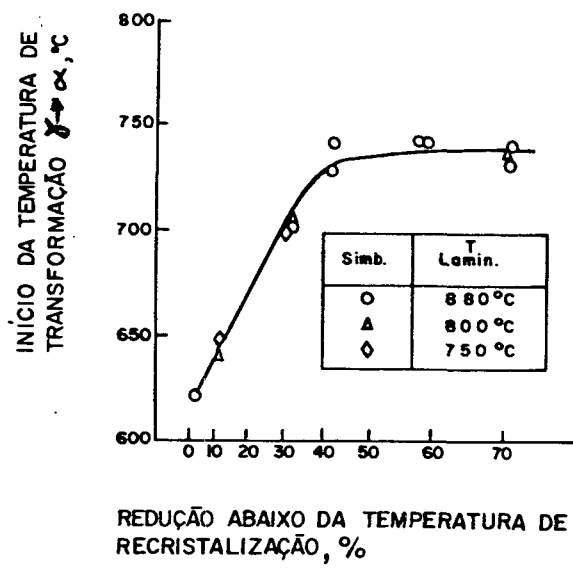


Figura 11 - Variação da temperatura de transformação austenita/ferrita para aço 0,03% Nb com deformação abaixo da temperatura de recristalização da austenita. O aço foi reaquecido a 1250°C, laminado a 850°C, e resfriado a 2,5°C/s entre 800/500°C.⁽⁵⁾

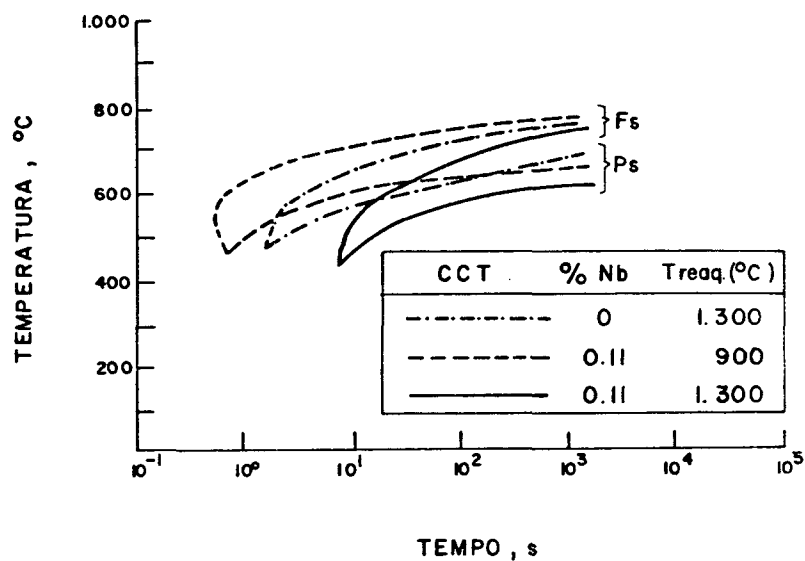


Figura 12 - Diagrama de transformação de resfriamento contínuo para três aços com 0,2% C, 1,2% Mn⁽⁵⁾.

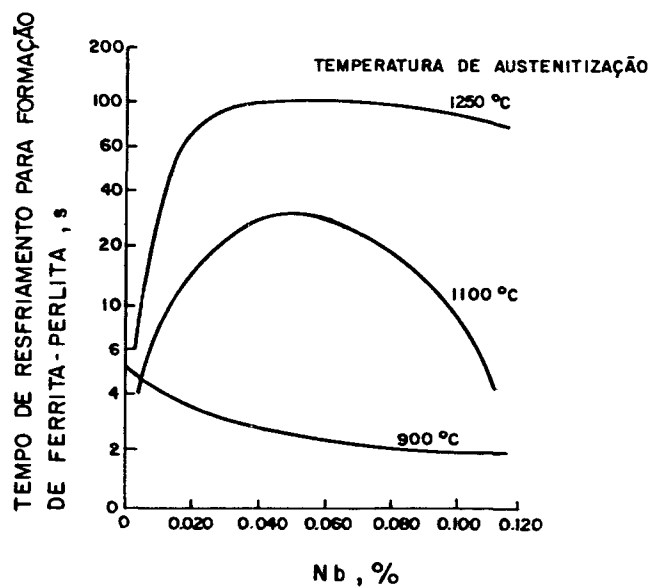


Figura 13 - Tempo de resfriamento 800/500°C para o início de formação ferrita-perlita em aços ao Nb, após diferentes temperaturas de austenitização. Aço 0,2% C, 1,2% Mn⁽⁵⁾.

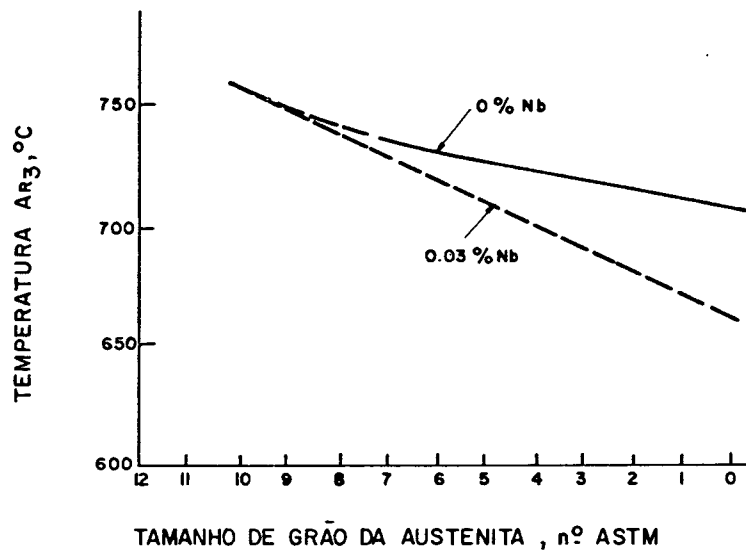


Figura 14 - Efeito do Nb na relação entre tamanho de grão austenítico e temperatura AR_3 de aço 0,18% C, 1,37 % Mn (5).

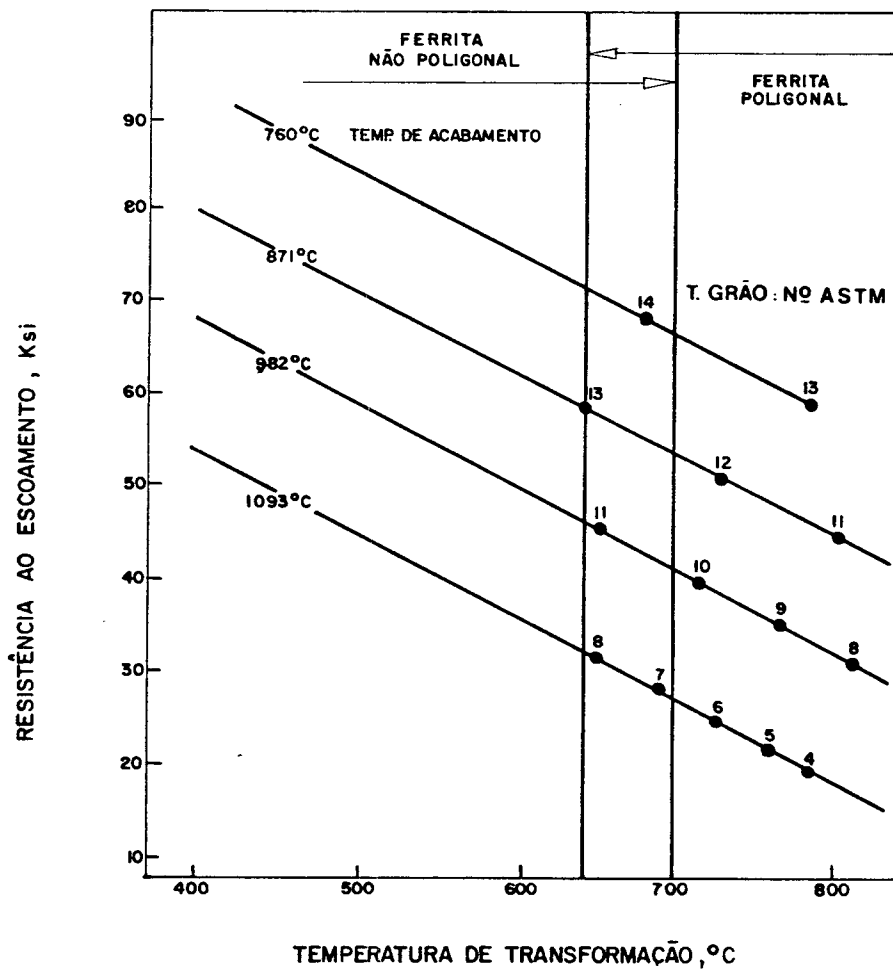


Figura 15 - Efeito da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ sobre a resistência ao escoamento de aço ao Nb (5).

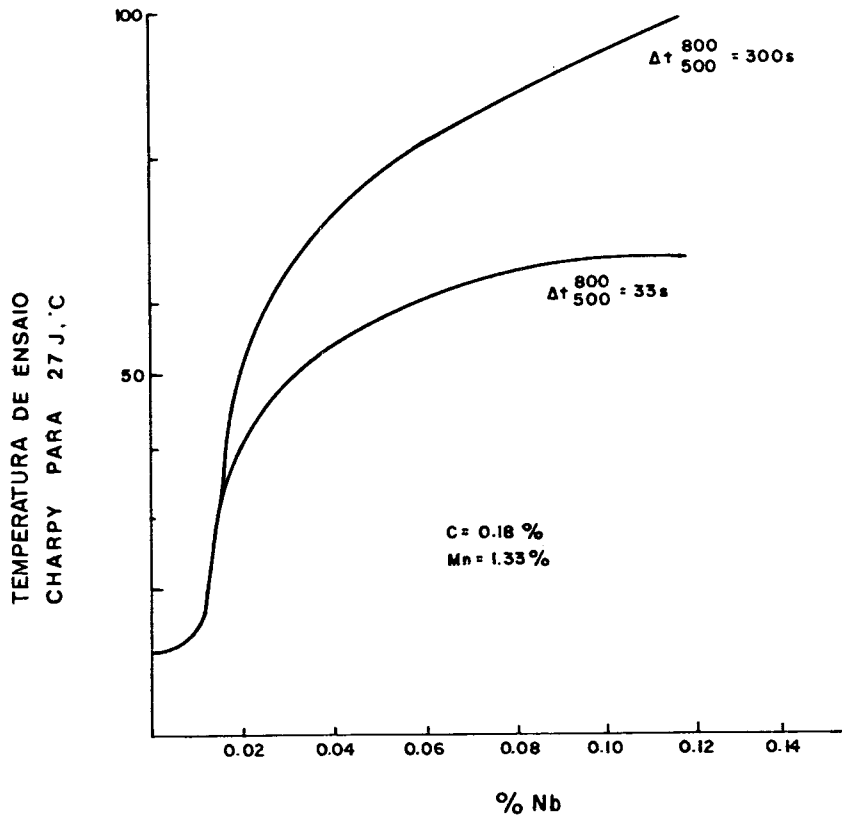


Figura 16 - Influência do Nb sobre ZAC simulada⁽¹⁾.

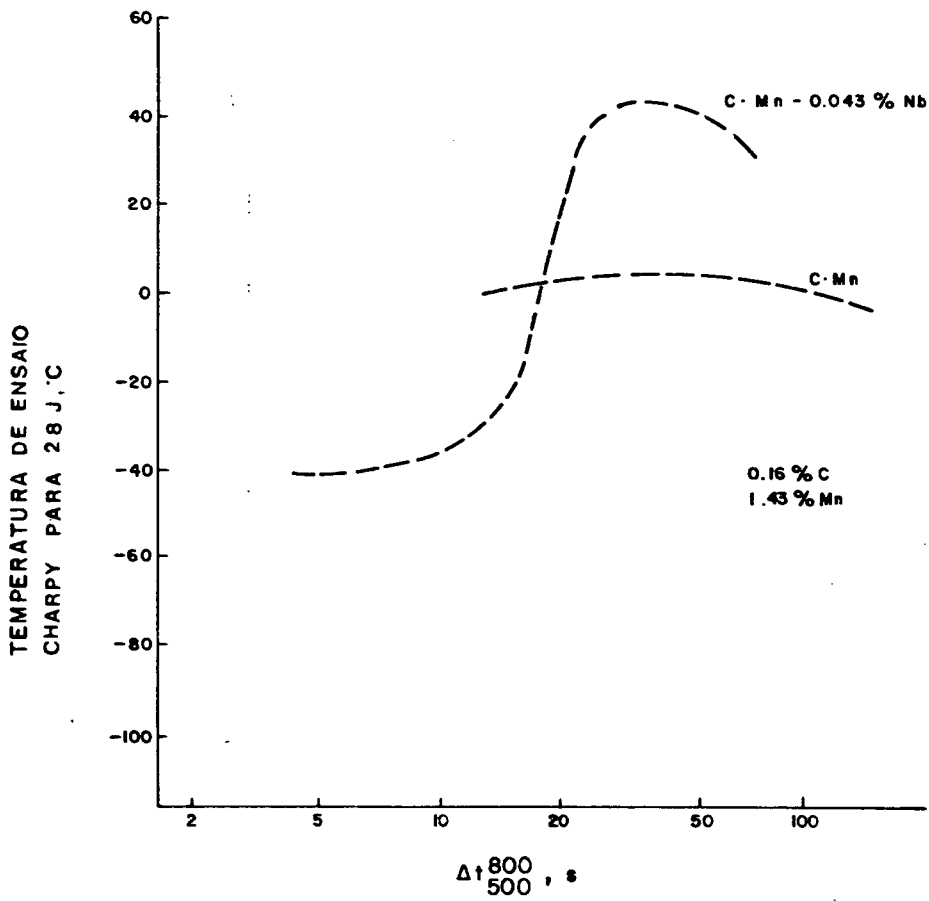


Figura 17 - Efeito do Nb sobre o comportamento da ZAC simulada⁽¹⁾.

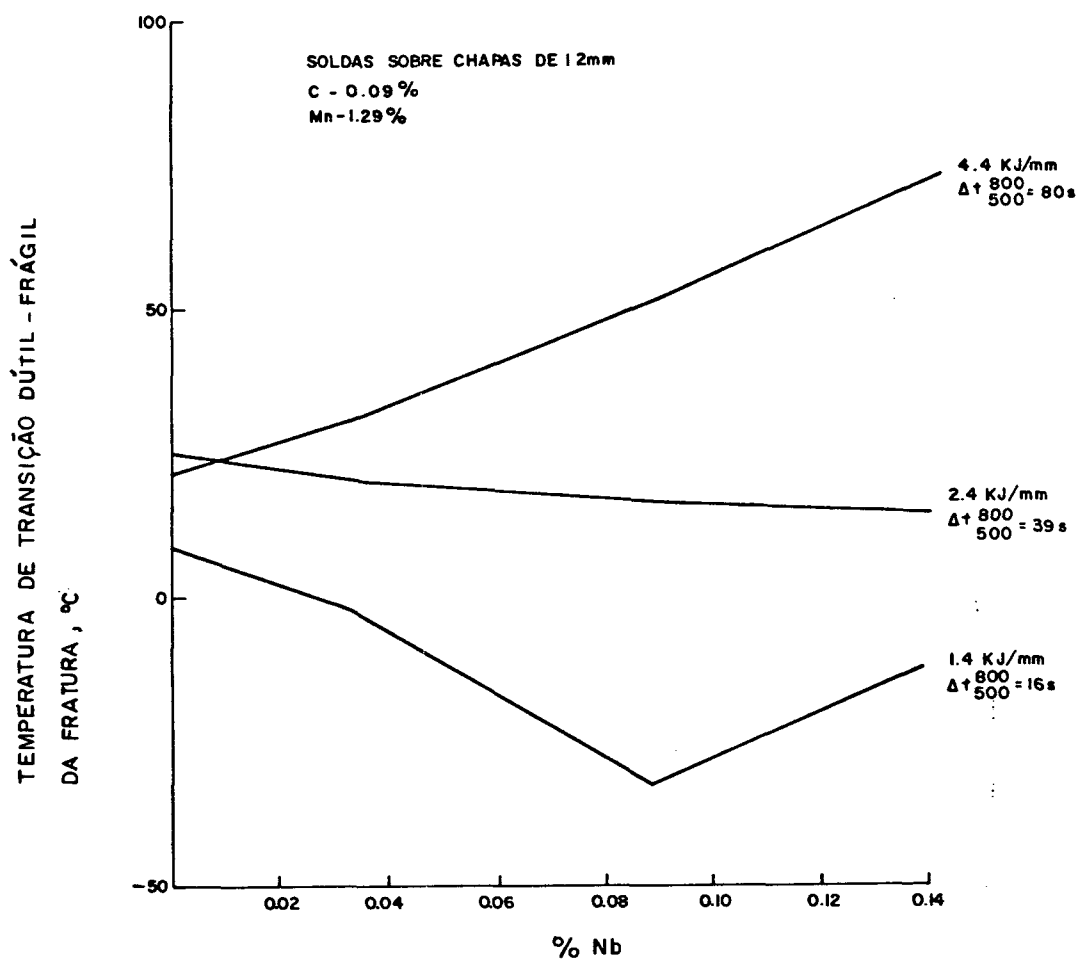


Figura 18 - A influência da taxa de resfriamento da solda sobre o efeito do Nb na tenacidade da ZAC⁽¹⁾.

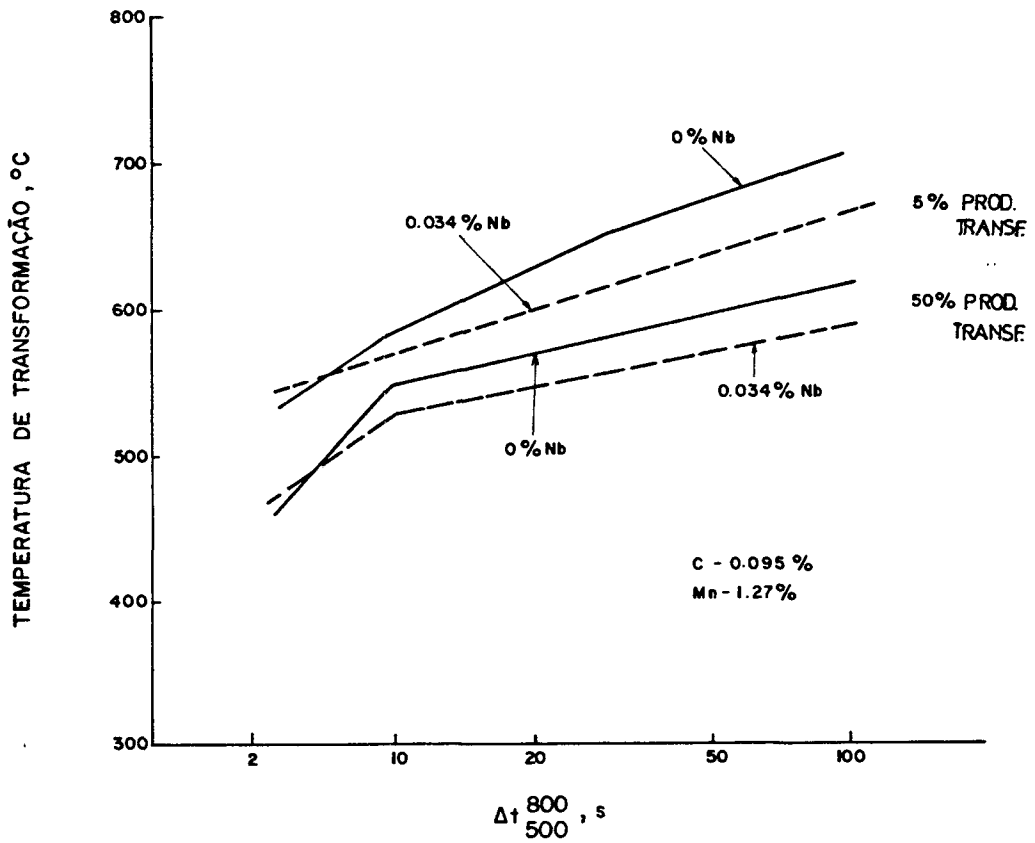


Figura 19 - Influência do Nb sobre a temperatura de transformação da ZAC⁽¹⁾.

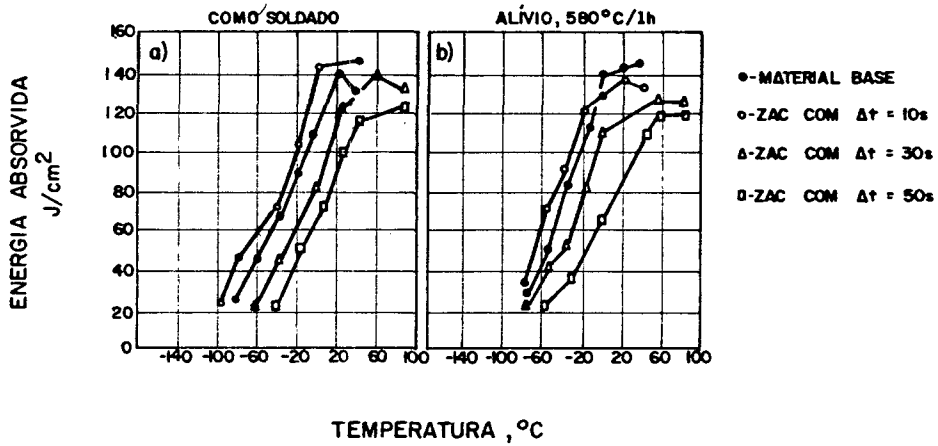


Figura 20 - Valor de impacto como função da temperatura de teste para ZAC de soldas de arco submerso, aço WSt E 36 com 0,03% Nb⁽¹⁰⁾.

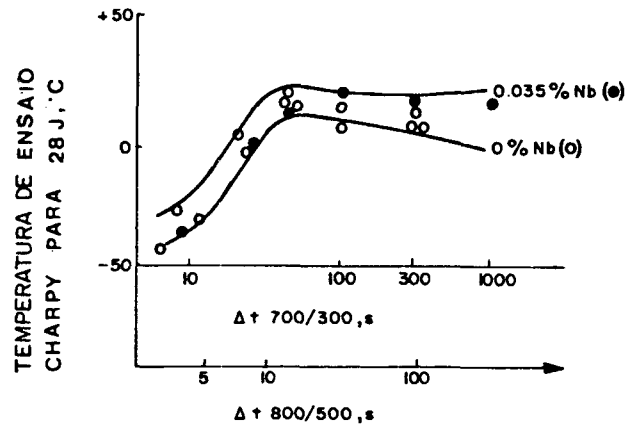


Figura 21 - Efeito da taxa de resfriamento sobre a temperatura de transição da ZAC de aço 0,18% C, 1,35% Mn, 0,35% Si e 0,015% Al (14).

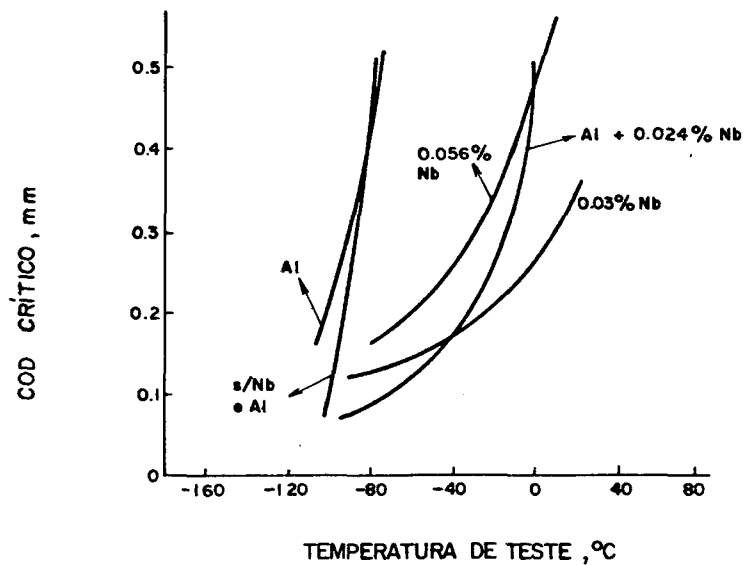


Figura 22 - Efeito do Nb e Al sobre a tenacidade da ZAC e soldas a arco submerso sob aporte de calor de 7kJ/mm. 0.16% C e 1,3% Mn (15).

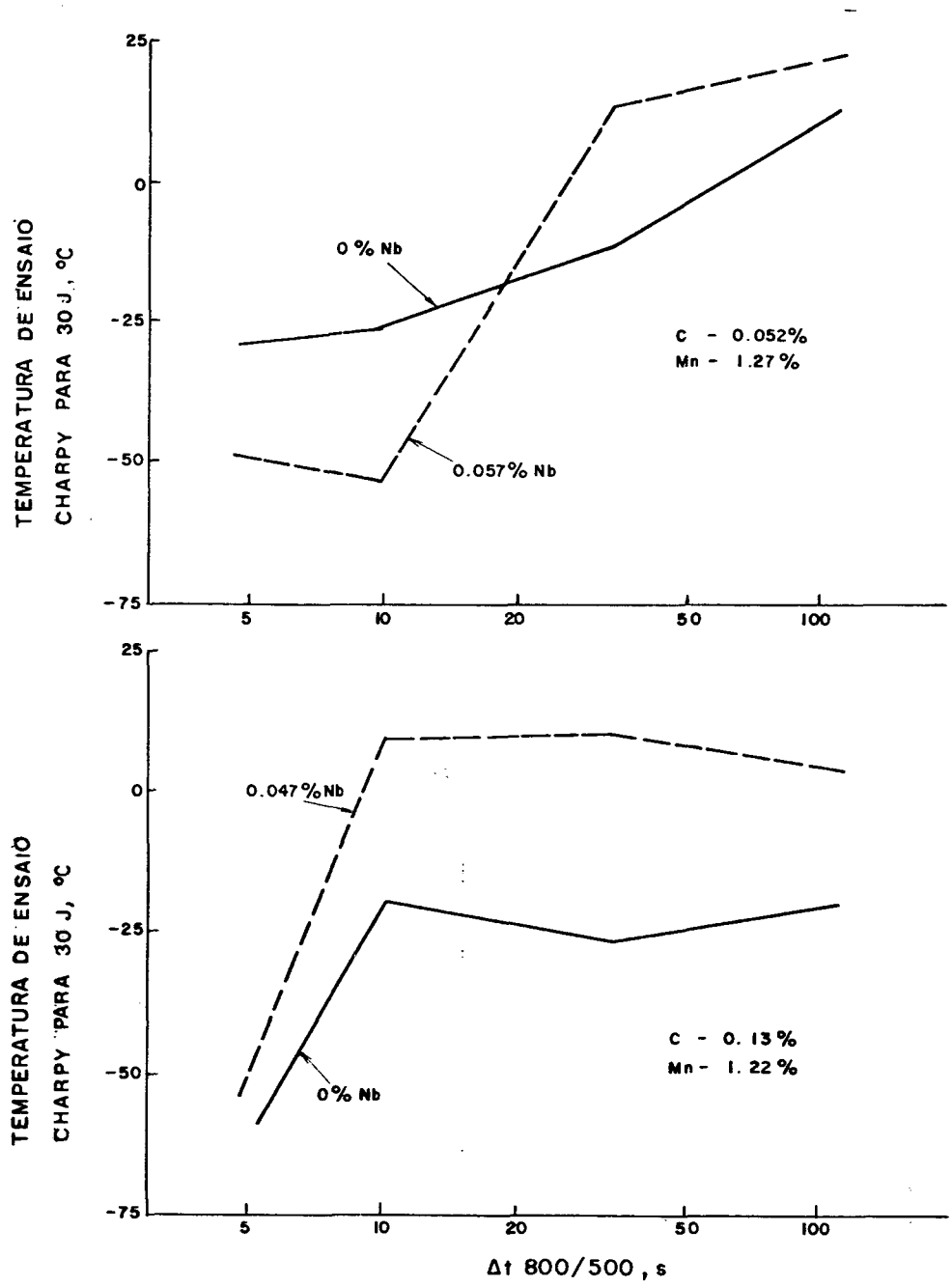


Figura 23 - A influência do teor de C e Nb na tenacidade da ZAC (I).

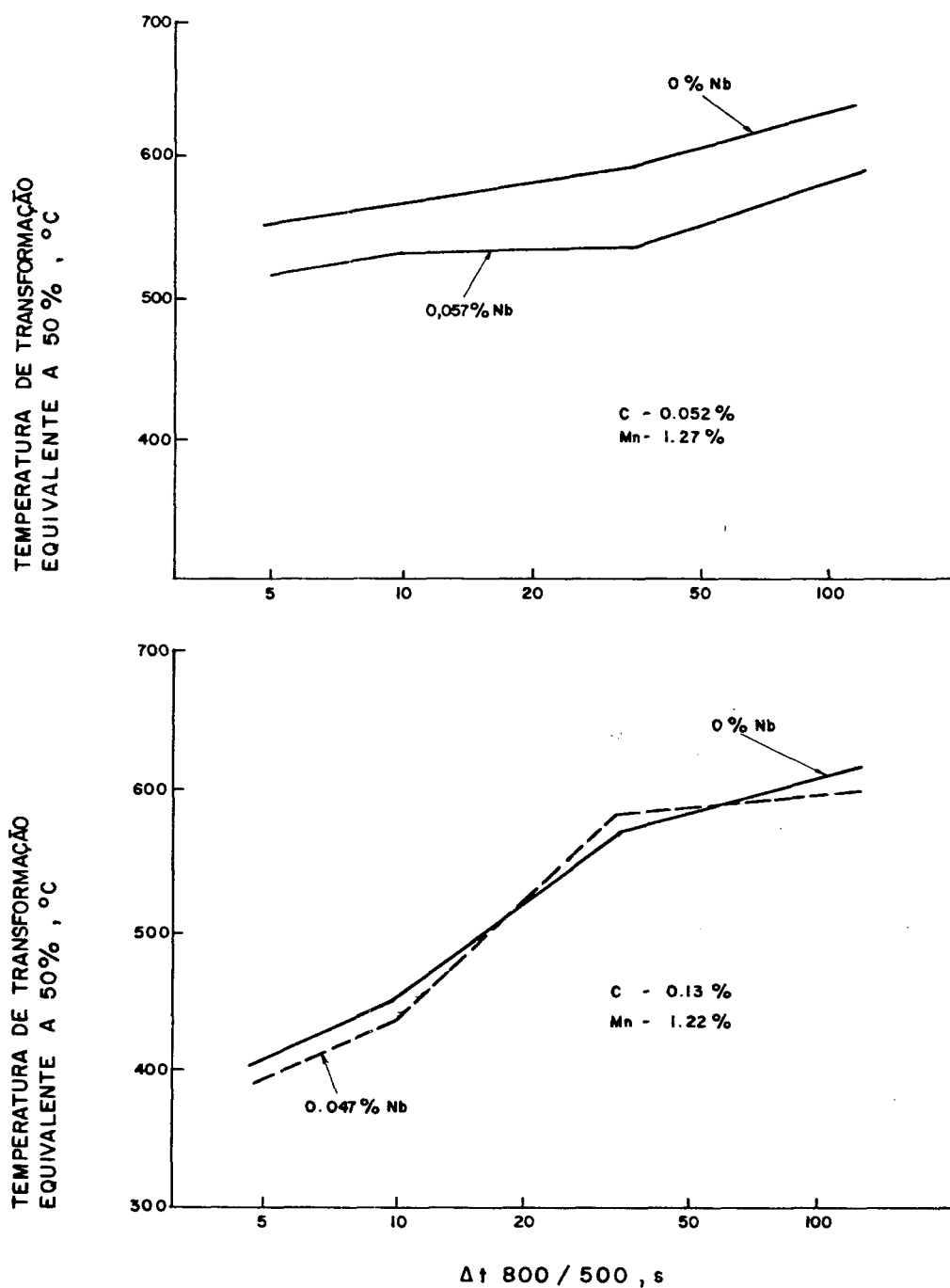


Figura 24 - Influência do C e Nb, sob várias taxas de resfriamento, sobre a temperatura de transformação da ZAC⁽¹⁾.

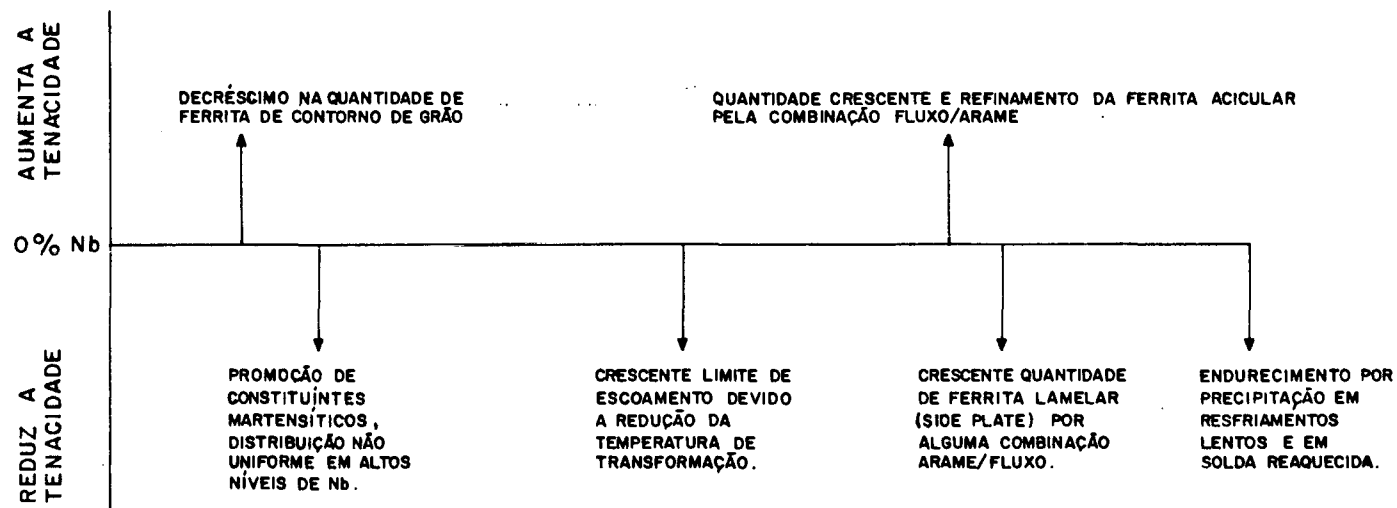


Figura 25 - Diagrama mostrando os efeitos do Nb sobre a tenacidade da solda⁽¹⁹⁾.

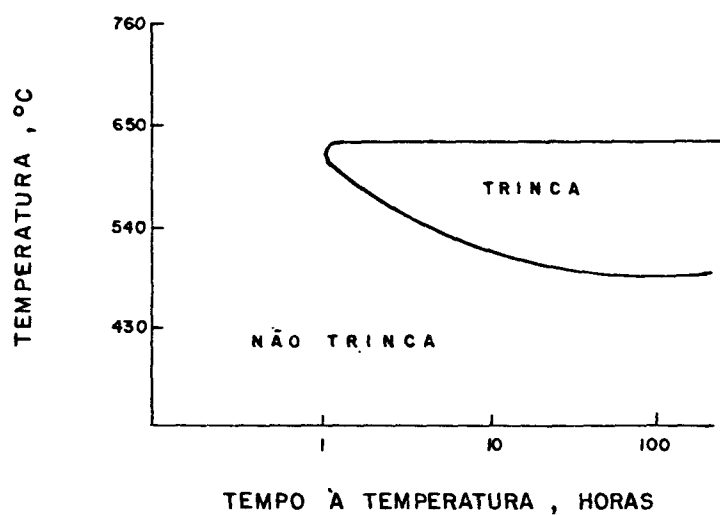


Figura 26 - Representação esquemática da faixa de ocorrência de trincas de reaquecimento (19).

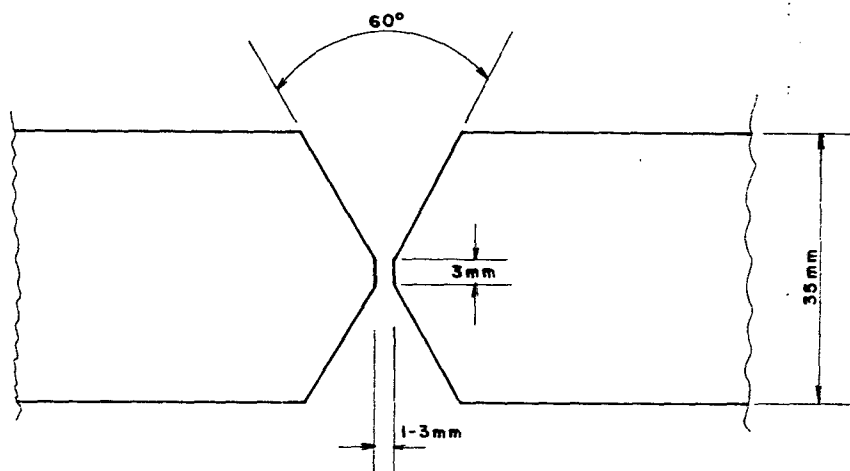


Figura 27 - Tipo de chanfro utilizado.

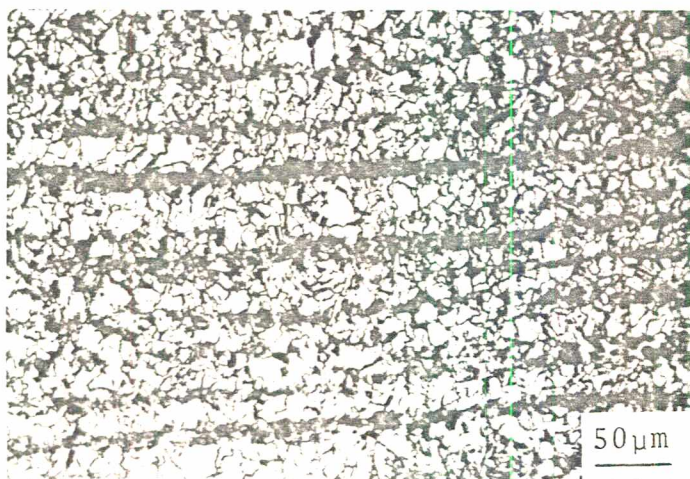


Figura 28 - Metal base como fornecido. Ferrita/Perlita. T. de grão nº 8/9. 167 HV 10. Nital 2% .

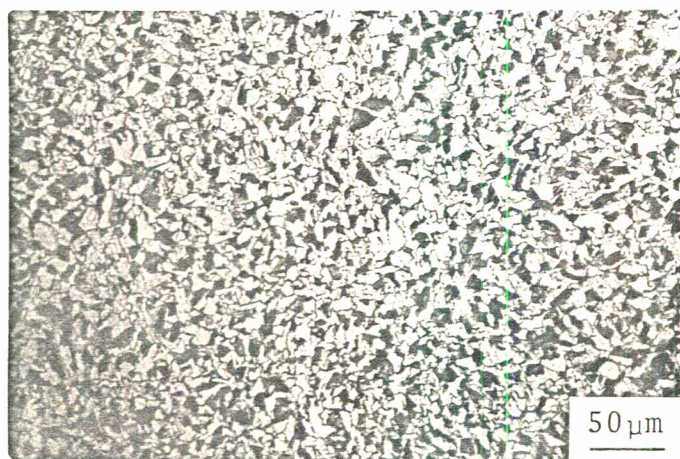


Figura 29 - Material normalizado a 950°C/ 10 minutos. Ferrita/Perlita. T. de grão ASTM nº 9 / 10. 176 HV 10. Nital 2%.

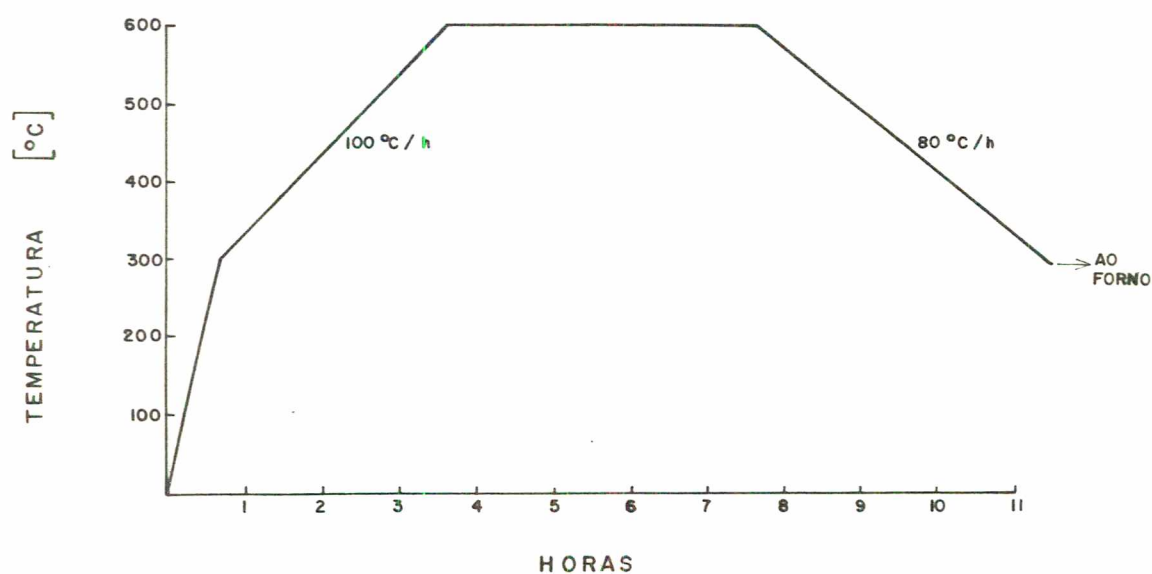
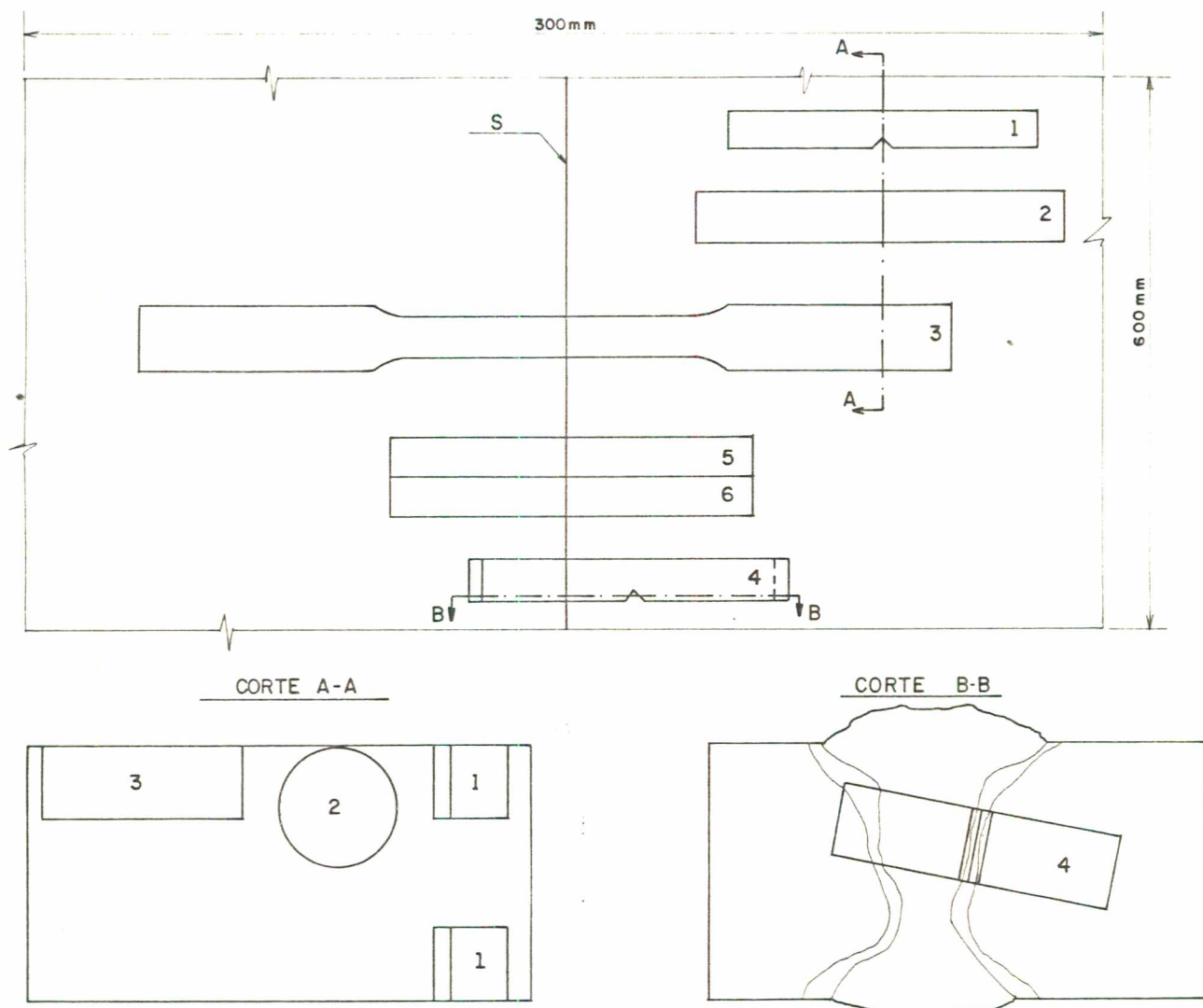
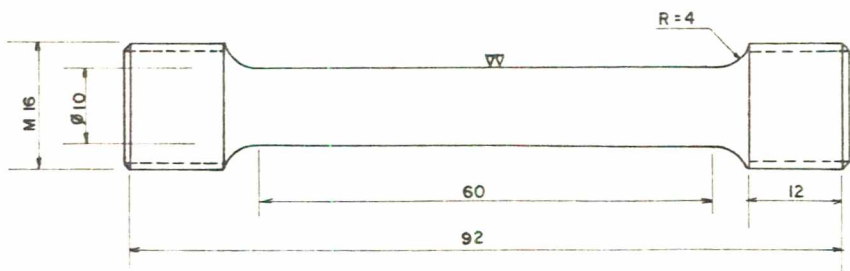


Figura 30 - Ciclo de aquecimento e resfriamento do TTAT.

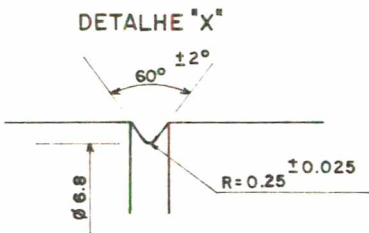
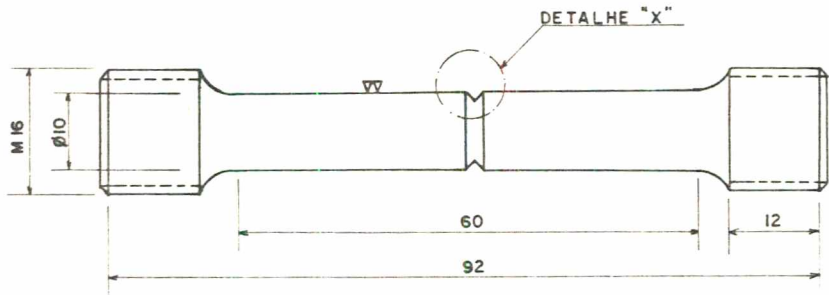


- 1 · CORPO DE PROVA CHARPY DO METAL BASE.
- 2 · CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO E RELAXAÇÃO.
- 3 · CORPO DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO DA SOLDA.
- 4 · CORPO DE PROVA CHARPY DA ZAC.
- 5-6 · AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA E MEDIÇÃO DE DUREZA.

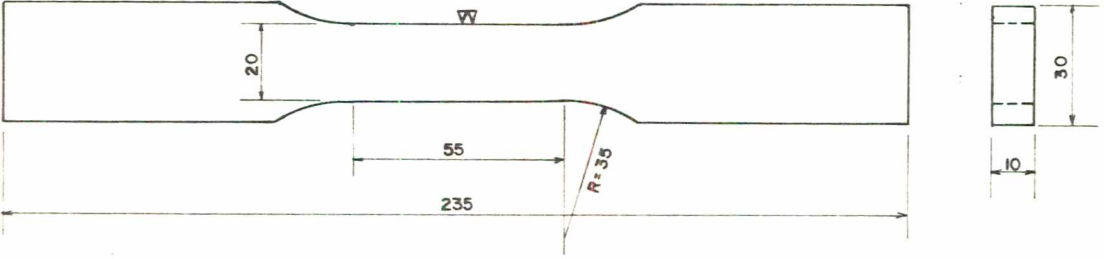
Figura 31 - Disposição de retirada dos corpos de prova.



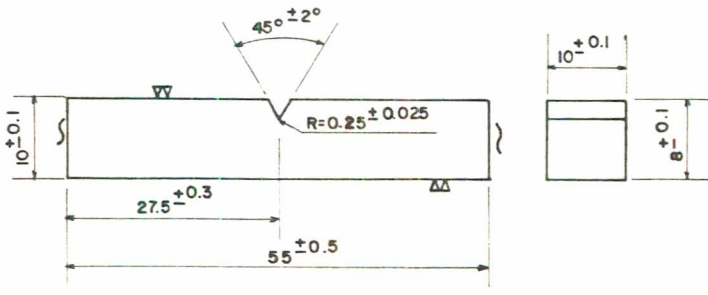
CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO



CORPO DE PROVA DE RELAXAÇÃO



CORPO DE PROVA PARA TRAÇÃO DA SOLDA



CORPO DE PROVA CHARPY

Figura 32 - Corpos de prova utilizados. Cotas em mm.



Figura 33 - ZAC simulada-

$$\Delta t_{8/5} = 2S.$$

$$T_{PICO} = 1318^{\circ}C.$$

Martensita.

440 HV10.

Nital 2%.

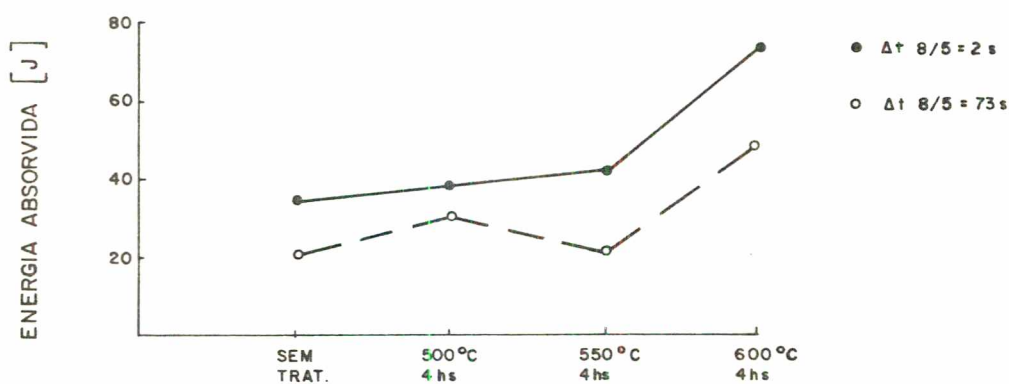


Figura 34 - Resultados de Charpy a 0 °C das amostras de STS.



Figura 35 - Fratura predomi-

nantemente cli-

vagem. Charpy 0°C.

STS 1313°C /

$\Delta t_{8/5} = 2s$. CP 15.

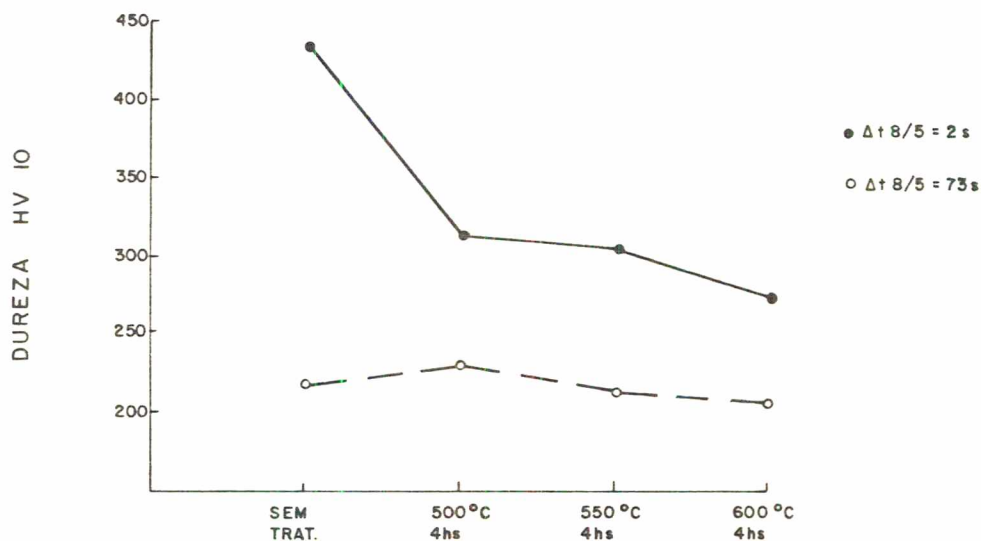


Figura 36 - Valores de dureza das amostras Charpy obtidas por STS.

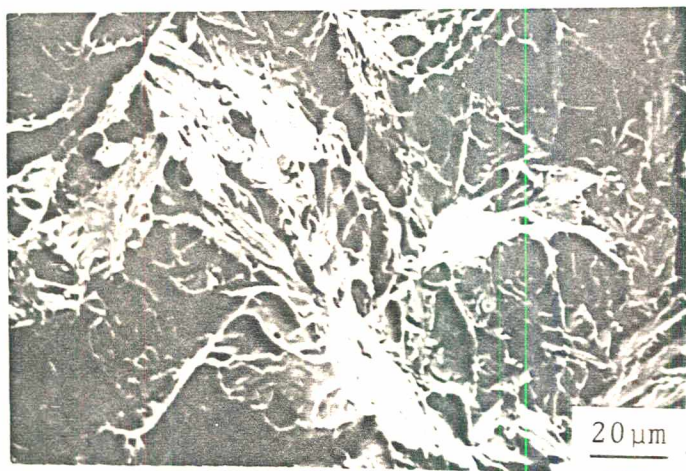


Figura 37 - Fratura predominantemente clivagem. Charpy 0°C. STS 1313°C / $\Delta t_{8/5} = 2s$ + 600°C/4 hs. CPA.

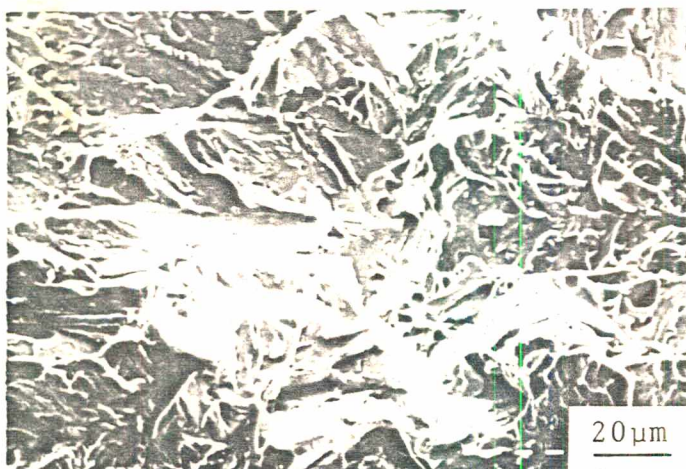


Figura 38 - Fratura predominantemente clivagem. Charpy 0 °C. STS 1313°C / $\Delta t_{8/5} = 2s$ + 600°C/ 4 hs. CPB.

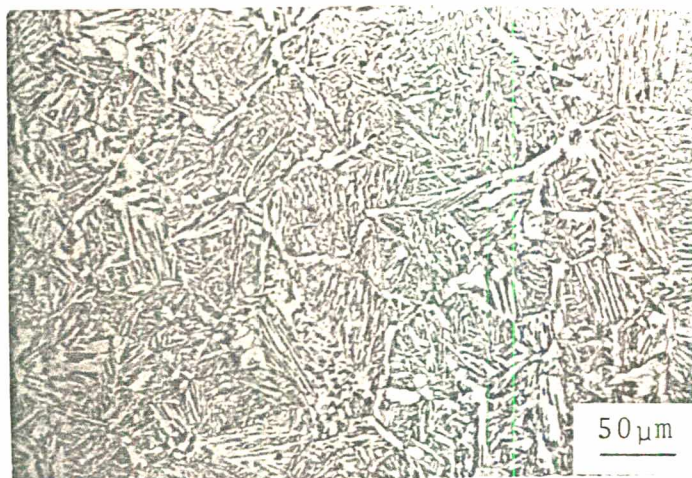


Figura 39 - ZAC simulada.

$$\Delta t_{8/5} = 73s.$$

$$T_{PICO} = 1259^{\circ}C.$$

Ferrita pró-eute

tóide e ferrita

com MAC. Grão

ASTM nº 5/6.

220 HV10.Nital 2%.



Figura 40 - Fratura predomi-

nantemente cliva

gem.Charpy 0 °C.

STS 1259 °C /

$$\Delta t_{8/5} = 73s.$$

CP 56.

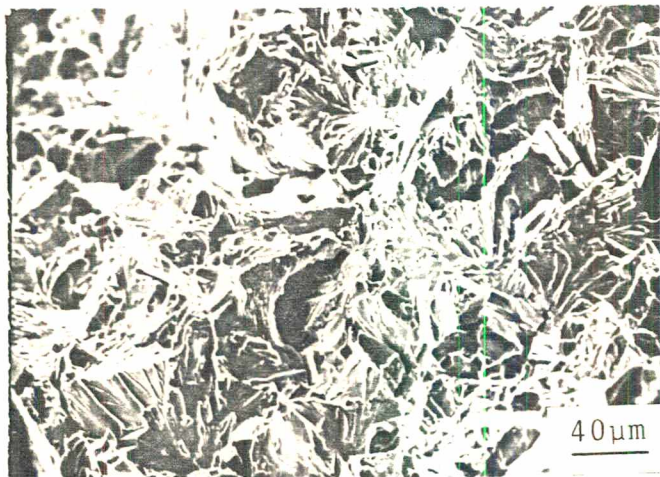


Figura 41 - Fratura predomi-

nantemente cliva

gem. Charpy 0 °C.

STS 1259°C /

$$\Delta t_{8/5} = 73s +$$

600°C/4hs.

CP 42.

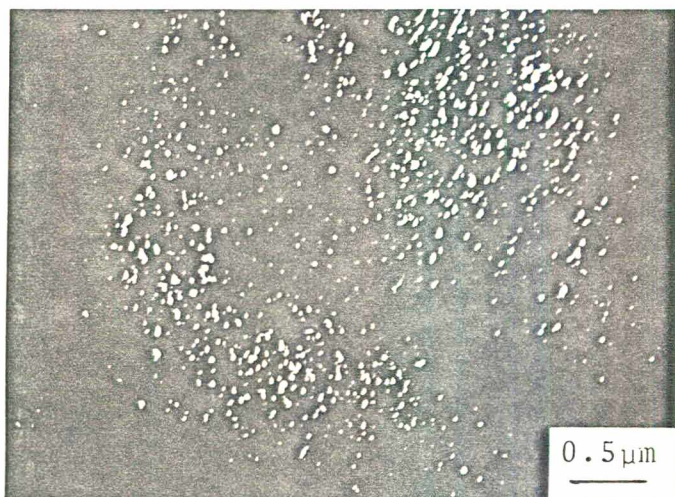


Figura 42 - Precipitados de Nb (C, N). STS 1318°C. $\Delta t_{8/5} = 2s$. MET: Campo escuro.



Figura 43 - Fratura intergranular. Charpy 0°C. STS 1313°C / $\Delta t_{8/5} = 2s$ + 500°C/4hs. CP 4.

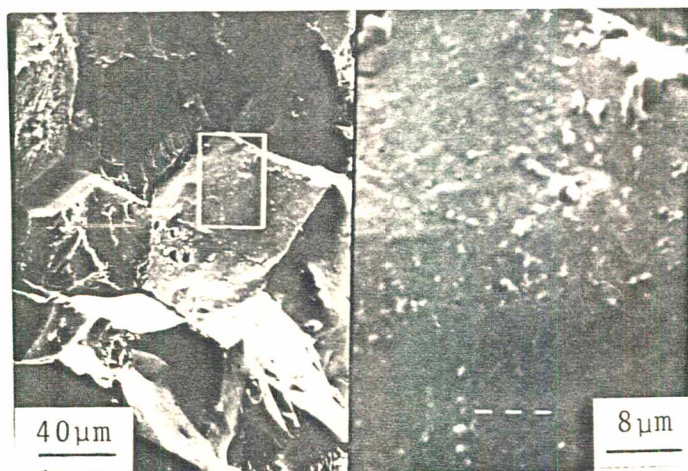


Figura 44 - Fratura intergranular. Charpy 0°C. STS 1313°C / $\Delta t_{8/5} = 2s$ + 550°C/4hs. CP 7.

Figura 45 - Macrografia da solda a arco submerso.



Figura 46 - ZAC grosseira e Solda. Nital 2%.

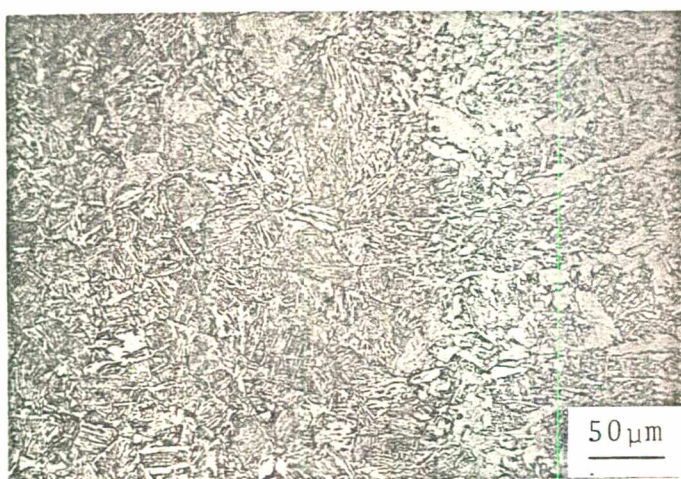
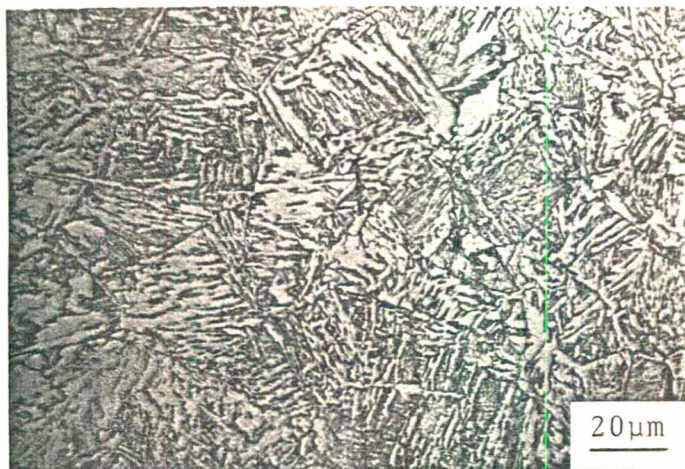


Figura 47 - ZAC grosseira com ferrita pró-eutetóide e ferrita com MAC. Grão ASTM nº 6/8. 240 HV10. Nital 2%.



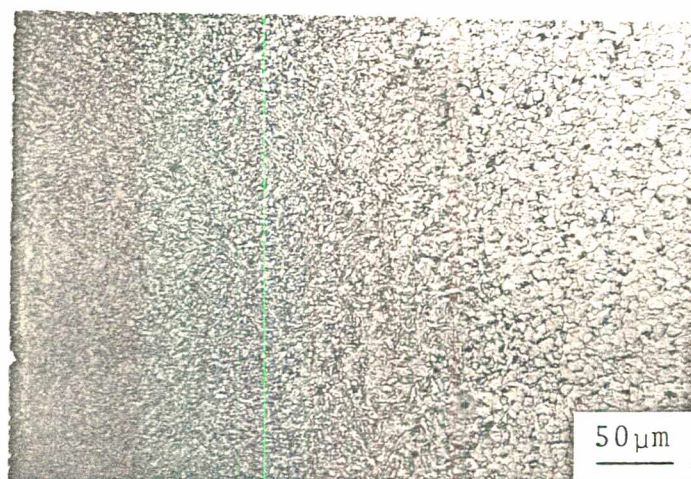


Figura 48 - ZAC refinada e solda. Nital 2%.

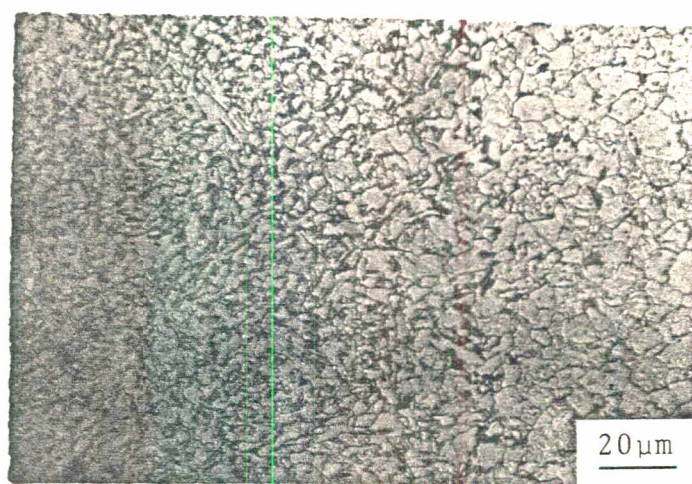


Figura 49 - ZAC refinada com ferrita e perlita.

Grão ASTM nº 10/12. 220 HV 10:

Nital 2%.

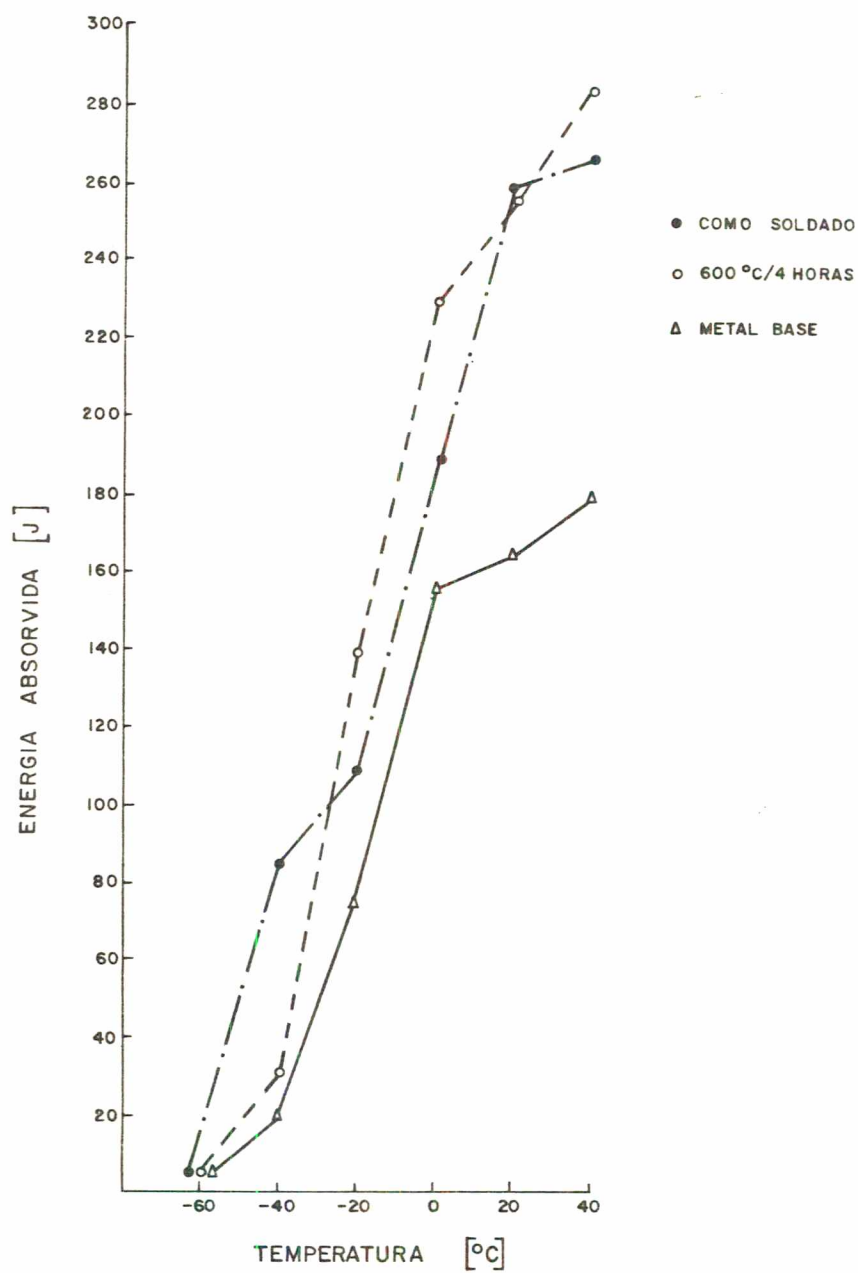


Figura 50 - Valores de ensaio Charpy do metal base, ZAC como soldada e com TTAT.

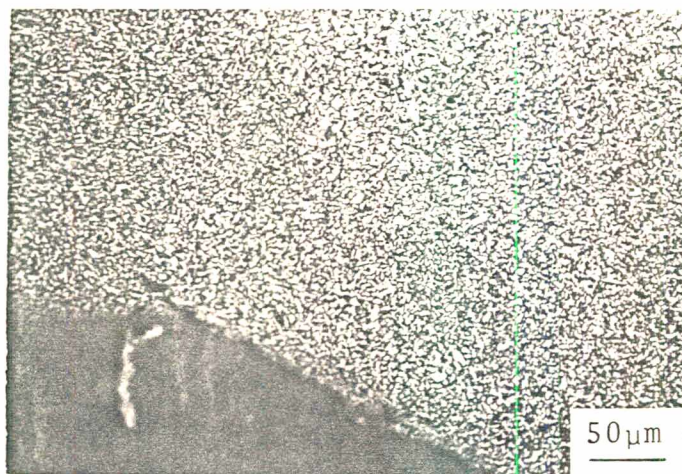


Figura 51 - Ponta do entalhe Charpy sobre a ZAC refinada. CP Fl. 17. Nital 2%.

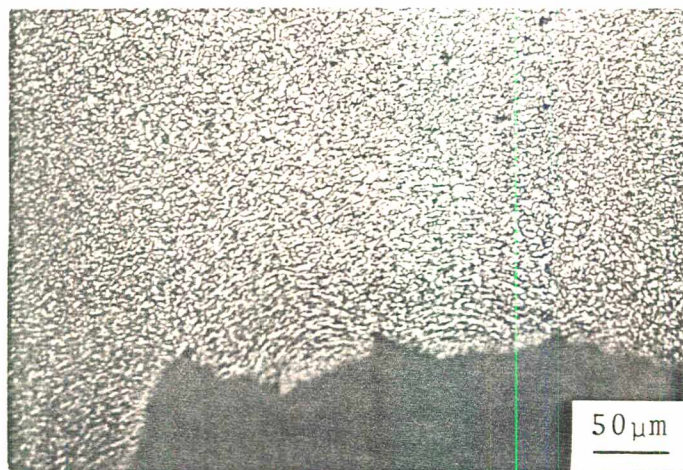


Figura 52 - Ponta do entalhe Charpy sobre a ZAC refinada. CP A6. Nital 2%.

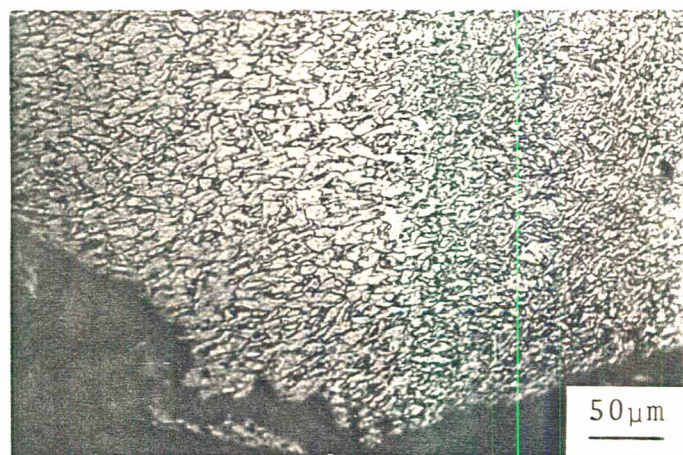


Figura 53 - Propagação da fratura no ensaio Charpy entre a ZAC refinada e solda. CP Fl. 17. Nital 2%.

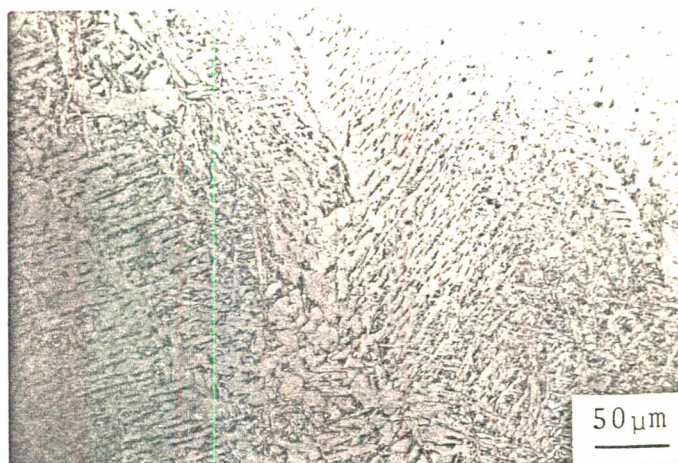


Figura 54 - Solda. Ferrita primária e ferrita com fase secundária. Cordão de solda externo. 144 HV 10. Nital 2%.

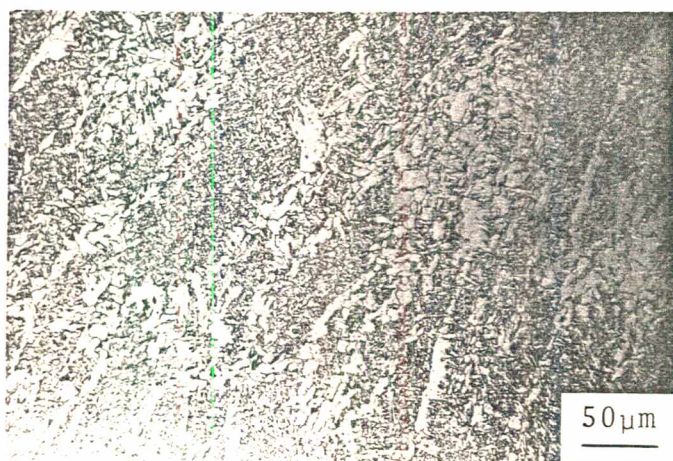


Figura 55 - Solda. Ferrita primária e ferrita acicular. Cordão interno. 169 HV 10. Nital 2%.

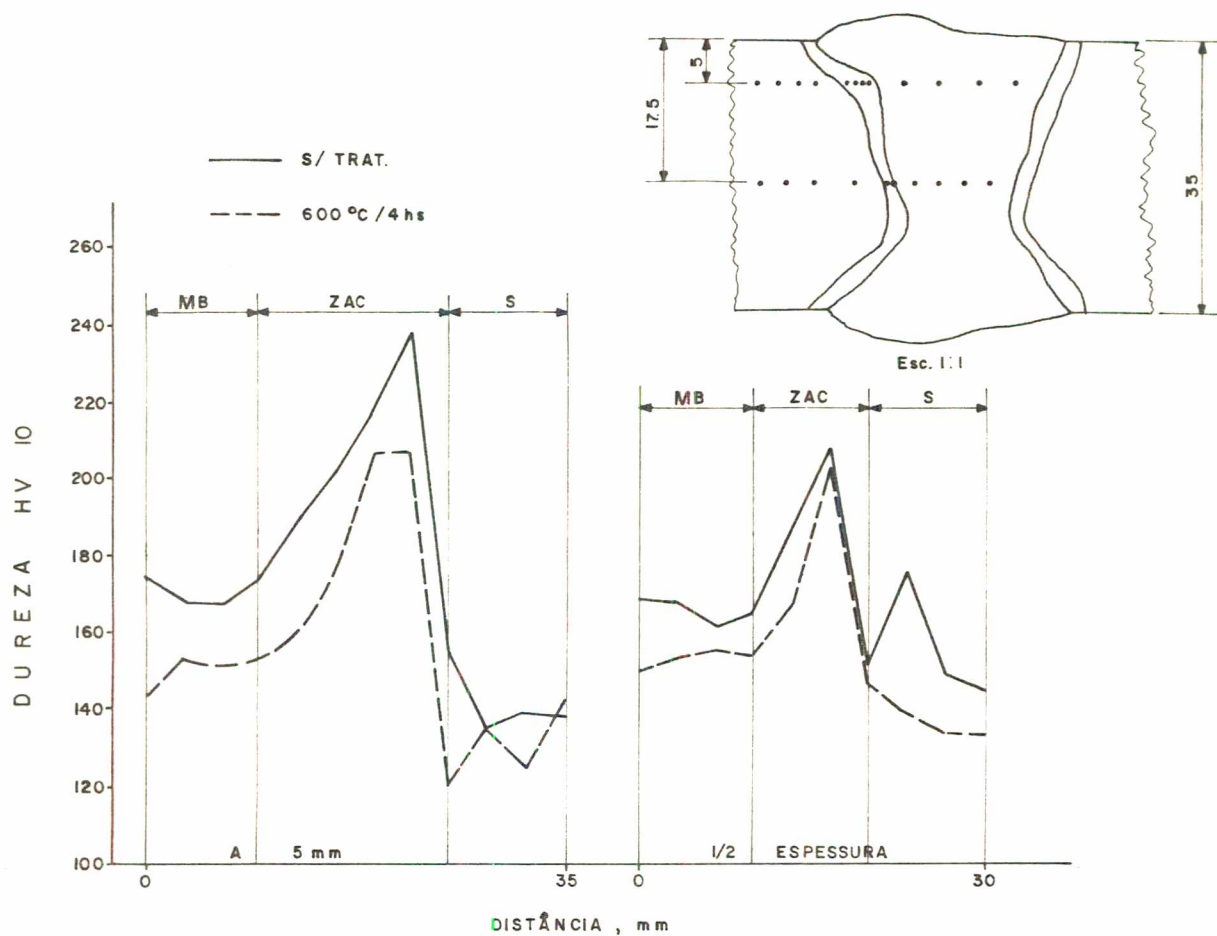


Figura 56 - Perfil de dureza da ZAC, metal base e solda.

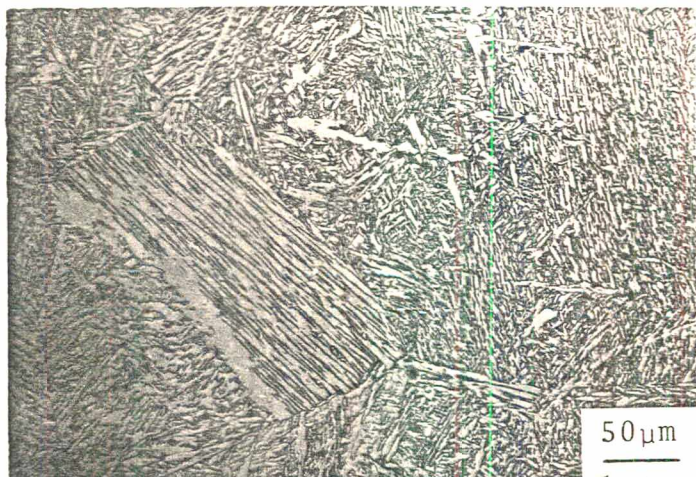


Figura 57 - ZAC simulada.

$\Delta t \ 8/5 = 60s.$

$T_{PICO} = 1320^{\circ}C.$

Ferrita pró-eu-
tetóide e fer-
rita com MAC.

Grão ASTM nº 3/4.

220 HV10. Nital 2%.

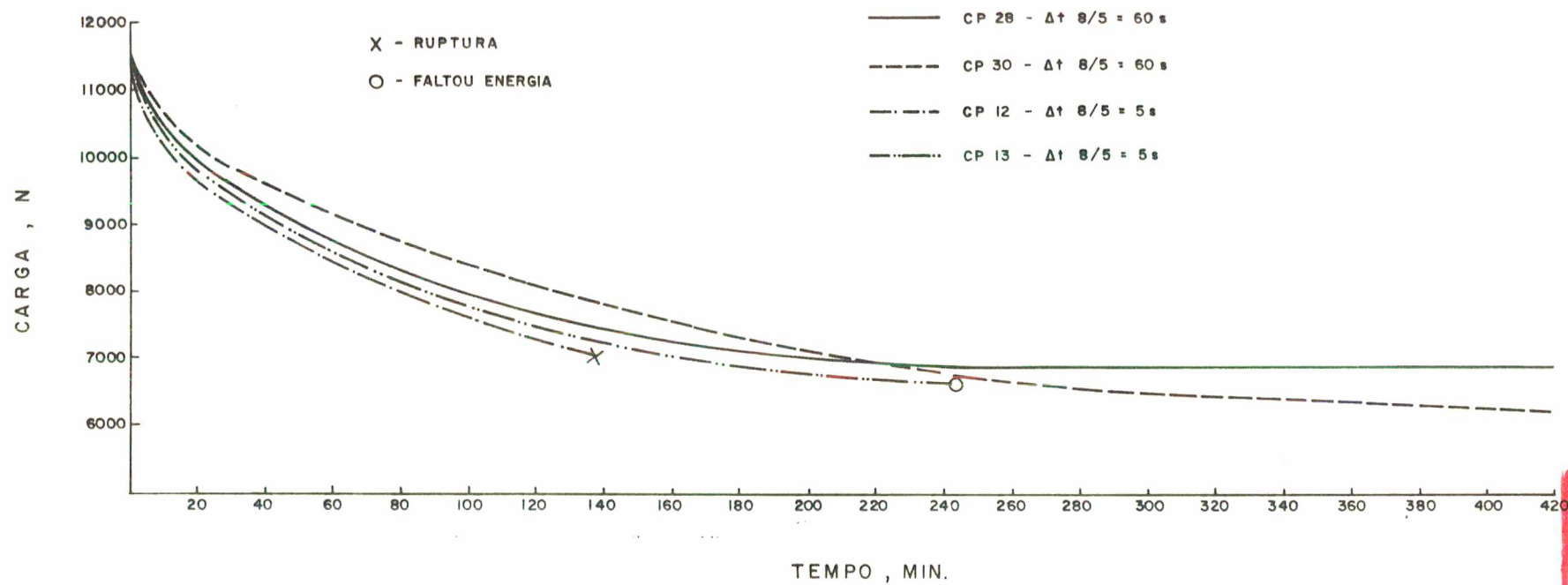


Figura 58 - Curvas de relaxação a 550°C , $f = 1,2$. Aquecimento com carga.

Biblioteca Universitária
 - 0788 -

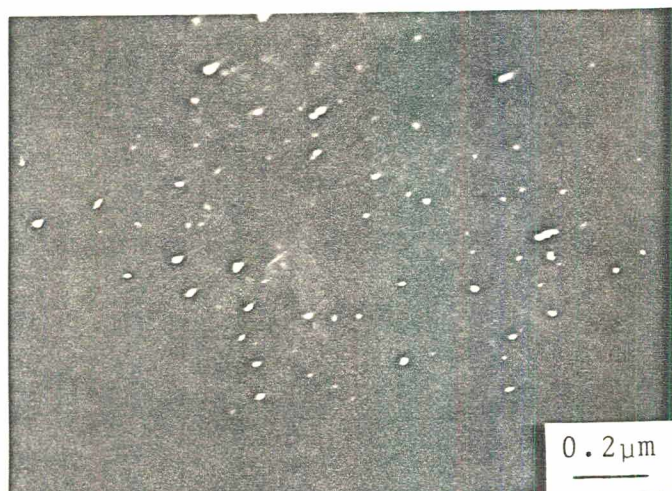


Figura 59 - Precipitados de Nb (C, N). STS $1313^{\circ}\text{C}/\Delta t_{8/5} = 2 \text{ s} + 600^{\circ}\text{C}/4 \text{ hs}$. MET. Campo escuro.

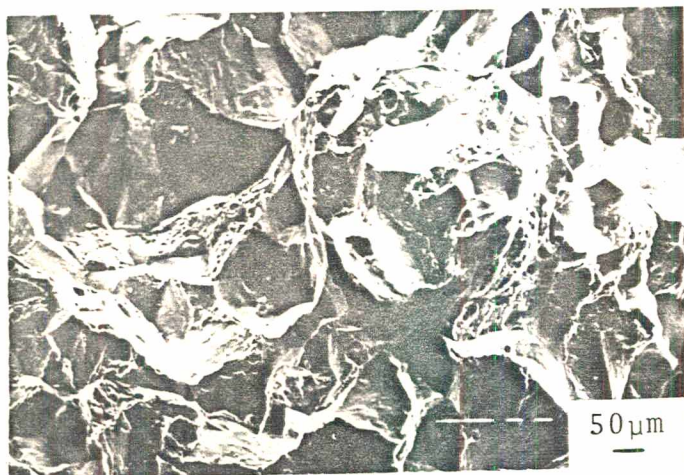


Figura 60 - Fratura intergranular e regiões com deformação plástica. Ensaio de relaxação STS $1318^{\circ}\text{C}/\Delta t_{8/5} = 2 \text{ s}$. C P 18.



Figura 61 - Fratura intergranular. Ensaio de relaxação. STS $1318^{\circ}\text{C}/\Delta t_{8/5} = 2 \text{ s}$. CP 12.

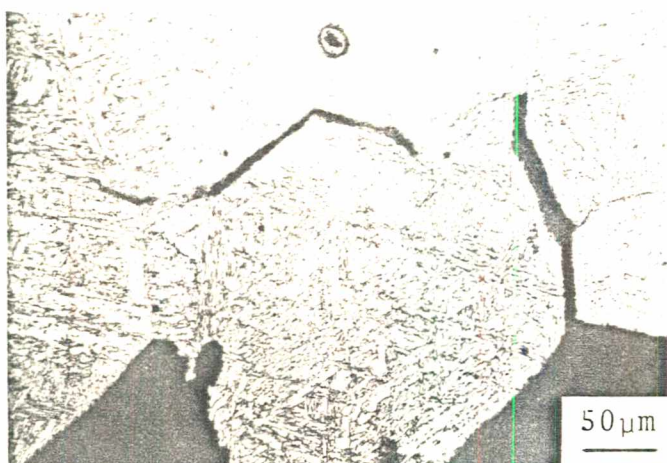


Figura 62 - Propagação da fratura intergranular em ensaio de relaxação. Microscópio ótico. CP 12. Nital 2%.

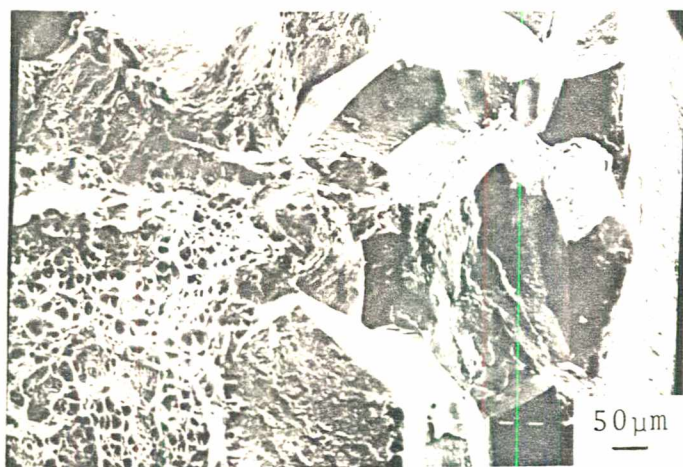


Figura 63 - Região da fratura com deformação plástica localizada próxima à raiz do entalhe. Ensaio de relaxação. STS $1318^{\circ}\text{C}/\Delta t_{8/5} = 2 \text{ s}$. CP 12.

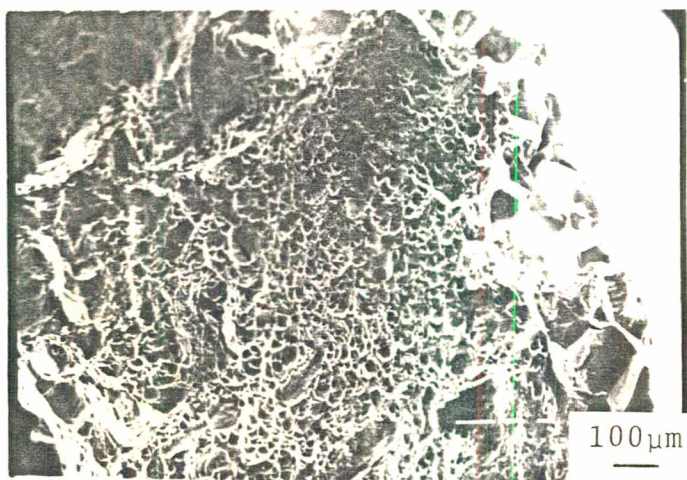


Figura 64 - Idem 63. CP 18.

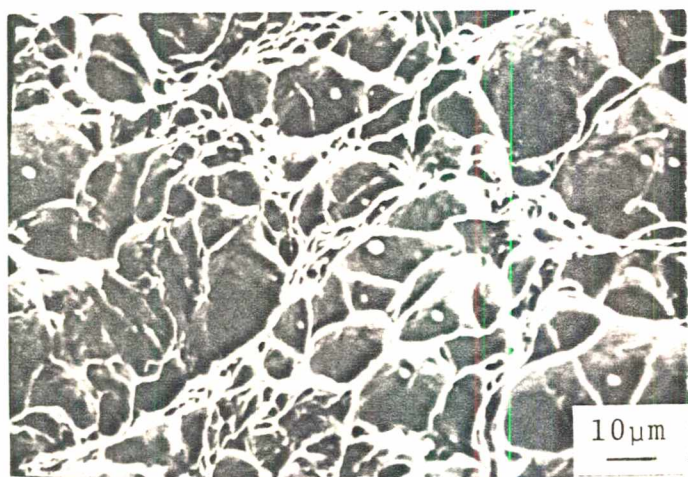


Figura 65 - Inclusões na região de fratura com deformação plástica. CP 18.



Figura 66 - Fratura intergranular. Ensaio de relaxação. Superfície do grão lisa, sem micro-dimples. CP 18.

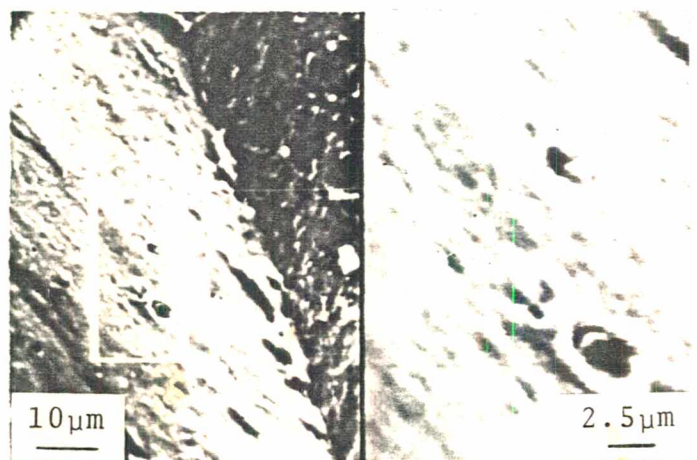


Figura 67 - Fratura intergranular. Ensaio de relaxação. Inclusões sobre a superfície do grão. CP 12.

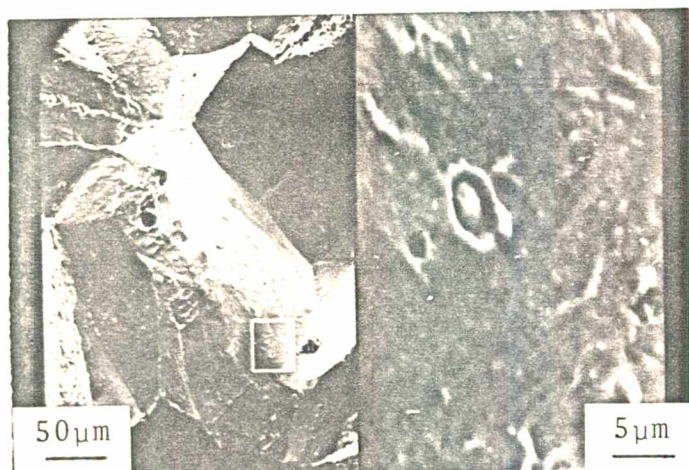


Figura 68 - Idem 67. CP 12.

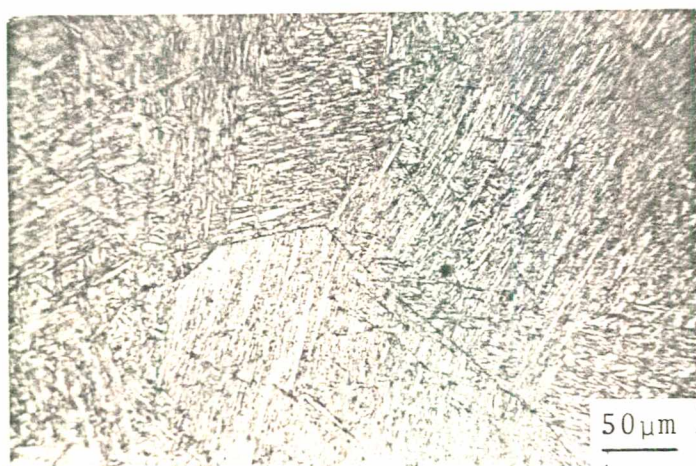


Figura 69 - Contornos de grão da austenita original atacados após ensaio de relaxação devido fragilidade de revenido. Martensita. CP 12. Nital 2%.

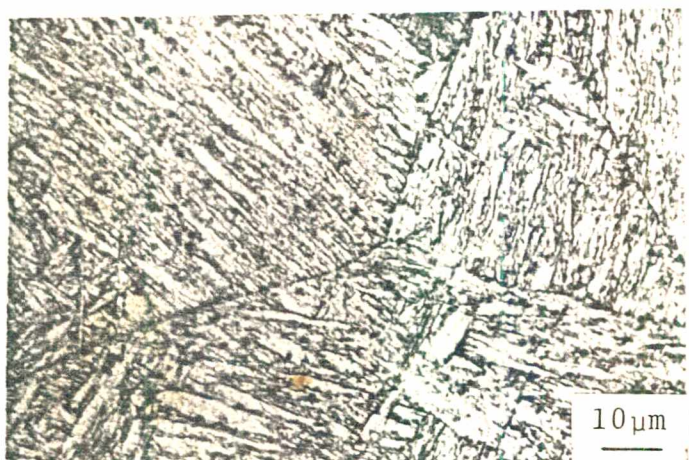


Figura 70 - Idem 69. CP 12. Nital 2%.

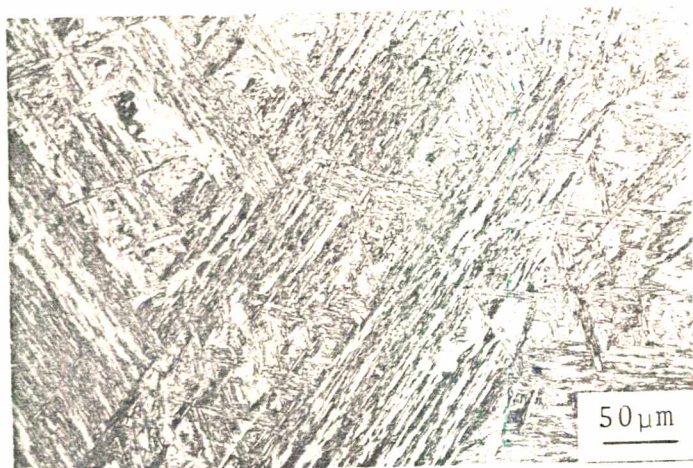


Figura 71 - STS 1318°C / $\Delta t_{8/5} = 5s$. Martensita sem ensaio de relaxação. Contornos de grãos da austenita original não atacados. Nital 2%.



Figura 72 - Fratura intergranular. Ensaio de tração a 25°C após ensaio de relaxação. CP 1.

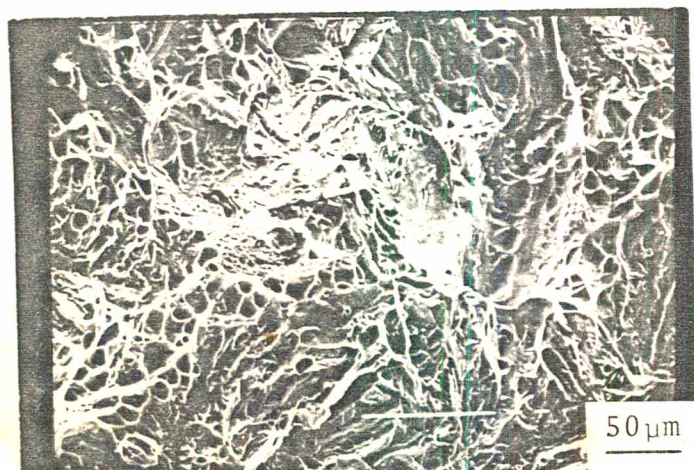


Figura 73 - Fratura transcrystalina. Ensaio de tração a 25°C. STS 1318°C / $\Delta t_{8/5} = 5s$.